

航空宇宙技術研究所報告

TECHNICAL REPORT OF NATIONAL AEROSPACE LABORATORY

TR-619

液酸・液水ロケットタンクの構造用金属部材の
室温, 77 K および 4 K における強度特性の研究

寺田 博之 ・ 中井 暎一 ・ 飯田 宗四郎

浜口 泰正 ・ 角田 義秋

1980 年 7 月

航空宇宙技術研究所
NATIONAL AEROSPACE LABORATORY

目 次

1. まえがき	2
2. 記号および単位	2
3. 材料の強度特性試験	2
3.1 試験材料	2
3.2 試験片	5
3.3 試験方法	5
4. 試験結果の解析と破壊力学的考察	6
4.1 機械的性質	6
4.1.1 母材の強度	6
4.1.2 溶接継手の強度	8
4.2 破壊じん性	8
4.2.1 各材料の破壊じん性	9
4.2.2 材料間の破壊じん性の比較	13
4.2.3 切欠き尖鋭度と破壊じん性	14
4.2.4 残留強度曲線による評価	14
4.3 2219-T87 の低サイクル疲労き裂の進展	18
4.3.1 き裂長さの解析	19
4.3.2 き裂進展挙動の解析	21
5. ま と め	22
参考文献	23

液酸・液水ロケットタンクの構造用金属部材の 室温, 77 K および 4 K における強度特性の研究*

寺 田 博 之** 中 井 暎 一** 飯 田 宗 四 郎**
浜 口 泰 正** 角 田 義 秋**

Fracture and Fatigue Characteristics of Metals for LOX/LH₂ Rocket Tank Structure Tested at 4K, 77K and Room Temperature

By Hiroyuki TERADA, Eiichi NAKAI, Soushiro IIDA,
Yasumasa HAMAGUCHI and Yoshiaki KAKUTA

Abstract

In connection with the development of rocket tank structure containing cryogenic liquid propellant, mechanical properties and fracture toughness were examined for several candidate metals of the structure in order to obtain the fundamental design data at 4K, 77K and room temperature.

Materials tested in the present study were three kinds of aluminum alloy (2219-T87, 2014-T651, ZK141-T6) and one stainless steel (301-H). For each alloy, the strength of welded joint as well as the parent metal was closely examined.

Crack propagation behavior of 2219-T87 parent metal under low cycle fatigue loading at 4K was also reported in the paper.

The effects of location and orientation of a crack, notch acuity and residual stress on fracture toughness were studied by using sheet specimens with a through-the-thickness crack or a surface crack.

All test results were analysed by the technique of the linear fracture mechanics theory.

It was observed that the fracture toughness of welded joint and parent metals of 2219-T87 and ZK141-T6 consistently increases or remains constant as the testing temperature is decreased, regardless of the location or orientation of a crack. In terms of the other two alloys tested, no consistent trend of fracture toughness with testing temperature was observed.

It was shown that the strength of the panels with various sizes of cracks can be successfully presented using a modified residual strength diagram, which was originally proposed by Feddersen.

On low cycle fatigue testing conducted at 4K, crack extension, which was not possible to observe directly as the specimen was enclosed in a cryostat, could be measured by tracing crack opening displacement (COD) at each loading cycle. In order to calculate crack length analytically from measured COD, a work-hardening crack model was employed, which gave quantitatively good agreement with the actual crack length. The testing results lead to the following relation for the crack propagation rate of the 2219-T87 parent metal:

$$\frac{da}{dn} = 4.8 \times 10^{-13} \Delta K^{5.1}$$

* 昭和55年 6 月11日 受付

** 機体第二部

KEY WORDS: mechanical properties, fracture toughness, fatigue crack, aluminum alloys, stainless steel, cryogenic temperature, weld joint, residual strength, crack opening displacement, crack analysis.

1. まえがき

液酸・液水ロケットの開発にあたっては、できるだけ大きなペイロードを安全かつ正確に軌道に打上げることが最も重要な課題であるが、この目的を達成するためにタンク構造材料の観点からは比強度が高く、また極低温の実用環境温度において十分な強度、じん性を有している材料を選ばなければならない。このような観点から欧米ではロケットタンク構造用材料として 2219-T87, 2014-T651 および AZ5G などのアルミニウム合金および 301-H ステンレス鋼などが提案され実用に供されている。

我国においても液酸・液水ロケットを開発するための研究が進められているが、タンク構造の設計あるいは製作された構造物の強度や非破壊検査の評価のためには構造材料について溶接材を含めた広汎かつ定量的な強度特性値を十分把握しておかねばならない。これに関して著者らはタンク構造材料を選択することおよび構造設計のための基礎的な資料を得ることを目的として、上記の四種類の金属材料について種々の温度における破壊特性の研究を行ってきたが、^{1)~4)}ここではそれらの結果ならびに新たに行なった試験結果について破壊力学の立場から総合的な検討を加え、タンク構造用部材の強度特性を明らかにしている。

2. 記号および単位

σ_B	: 引張強さ,	kgf/mm ² (MN/m ²)
$\sigma_{0.2}$: 0.2% 耐力,	"
σ_c	: 破壊応力,	"
$\sigma_{w,B}$: 溶接継手の引張り強さ,	"
σ	: 作用応力,	"
E	: 縦弾性係数,	"
G	: 剛性率, $G = E/2(1+\nu)$	"
$2a$: き裂長さ,	mm
b	: 最大き裂深さ,	"
t	: 板厚,	"
W	: 板幅,	"
k	: き裂形状パラメータ, $k = b/a$	"
K	: 応力拡大係数,	kgf/mm ^{3/2} (MN/m ^{3/2})
$K_{I,c}, K_Q$: 平面ひずみ破壊じん性,	"
K_e	: 工学的破壊じん性,	"

$4K$: 全振幅応力拡大係数,	"
M_k	: Stress Intensity Magnification Factor,	"
V	: き裂開口変位 (COD; Crack Opening Displacement),	mm (m)
r	: 比重	"
S	: 比強度, ($S = \sigma/r$)	"
\mathcal{K}	: 比破壊じん性, ($\mathcal{K} = K/r$)	"
ϵ	: 伸び率 (%)	"
ν	: ポアソン比	"
κ	: $\begin{cases} (3-\nu)/(1+\nu) & \text{平面応力} \\ 3-4\nu & \text{平面ひずみ} \end{cases}$	"
ρ	: 塑性域寸法	"
添字		"
min	: 最小値	"
net	: 正味断面値	"
max	: 最大値	"
c	: 限界値	"

3. 材料の強度特性試験

四種類の液酸・液水ロケットタンク構造用金属の母材および溶接継手材について室温、77 K (液体窒素温度) および 4 K (液体ヘリウム温度) において標準引張り試験ならびに破壊じん性試験を実施し、材料の異方性や欠陥形状の違いが破壊強度に及ぼす効果、溶接部の破壊強度などについて詳細な検討を行なった。

また現在開発が進められている液酸・液水ロケットタンク構造に採用されている 2219-T87 アルミニウム合金の母材については 4 K で低サイクル疲労試験を実施し、き裂の進展速度の解析を行なった。なお、静的引張り試験の方法については、文献^{1)~4)}に詳述されているので参照されたい。

3.1 試験材料

極低温環境で用いられる構造用金属の選定にあたっては構造物の低温脆性破壊を避けるためにおのずから制限があり、著しい脆性を示す体心立方格子 (b.c.c) 系の材料は除外され、主として面心立方格子 (f.c.c) あるいは稠密六方格子 (h.c.p) 材料が選ばれることになるが、表 1 に各結晶格子に属する主な構造用金属材料を示す。

図 1 は各結晶格子材料の温度変化に伴う強度特性の

表1 主な金属の結晶格子構造

格子構造	金 属 名
体心立方格子	鉄鋼（オーステナイト鋼を除く）、クロム、モリブデン、スズ、ニオブ
面心立方格子	アルミニウム、銅、オーステナイト鋼、ニッケル、金、銀
稠密六方格子	チタン（ α 相）、亜鉛、マグネシウム、ベリリウム

定性的な挙動を示したものである。

試験に供した材料はいずれも面心立方格子系に属するものであるが供試材の化学成分を表2に示す。なお ZK 141 は化学成分が AZ5G に相当する国産の Zn-Mg 系三元アルミニウム合金である。

表3にはこれら材料のロケットタンク構造における実用例を示した。

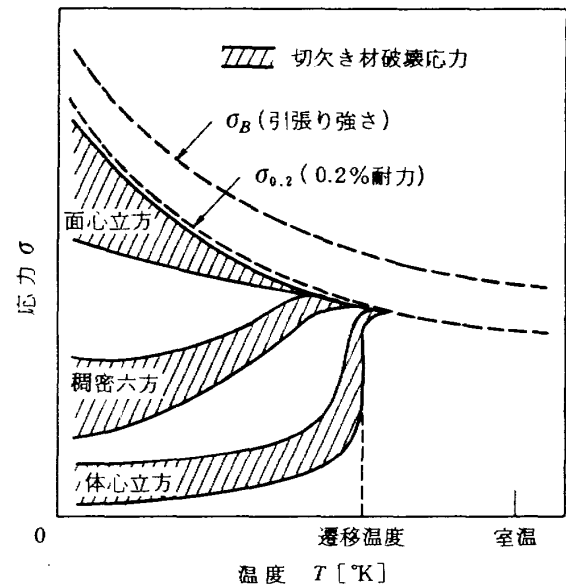


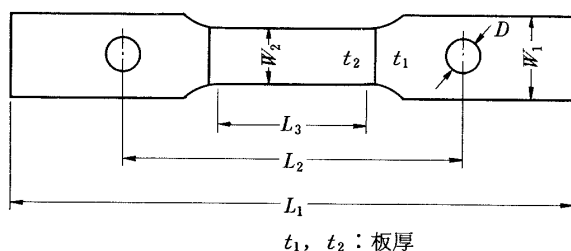
図1 結晶構造と強度の一般的傾向

表2 供試材料の化学成分

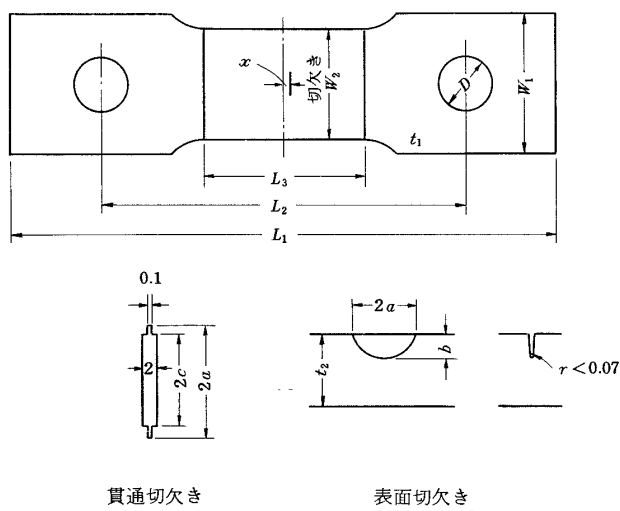
材 料	Cu	Si	Fe	Mn	Cr	Ti	Zn	Mg	Al
2219-T87	6.10	0.07	0.12	0.37	0.001	0.06	0.03	0.005	Bal.
2014-T651	4.92	1.04	0.38	0.82	0.05	0.03	0.18	0.79	Bal.
ZK141-T6	0.17	0.07	0.20	0.34	0.15	0.08	4.4	1.7	Bal.
	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Fe	
SUS301-H	0.11	0.63	1.06	17.26	7.00	0.008	0.026	Bal.	

表3 液酸・液水ロケットタンク構造用材料の実用例

構造材料	国名	打上げロケット	ステージ名	構造様式
2219-T87	米	サタンV (2段)	S-II	セミモノコック (スクエアパタン)
	"	スペースシャトル	スペースシャトル外部タンク	モノコック セミモノコック
2219	"	N-II ロケット 1段	DELTA-ELT	セミモノコック (アイソグリッド)
2014-T6	"	サタン 1B (2段) サタン V (3段)	S-NB	セミモノコック (ワッフルパタン)
2014	"	ソーデルタ (N-1 ロケット 1段)	THOR	セミモノコック (ワッフル)
AZ5G	仏	アリアン (3段)	H-8	モノコック
301-H	米	アトラスセントール サタン 1B (3段)	セントール	モノコック



i) 標準試験片および溶接継手試験片の寸法形状



ii) 破壊じん性および低サイクル疲労試験に供した切欠き付試験片形状寸法

		2219	2014	ZK 141	301-H
標準試験片	L_1	400(300)	400(300)	400(300)	420(300)
	L_2	(194)	(194)	(194)	(194)
	L_3	60	60	60	60
	W_1	40	40	40	40
	W_2	25	25	12	15
	t_1	6.5	6	2	0.427
	t_2	6.5(3)	6(3)	2	0.427
	D	0(20)	0(20)	0(20)	0(20)
溶接継手試験片	L_1	400(300)	400(300)	400(300)	420(300)
	L_2	(194)	(194)	(194)	(194)
	L_3	60	60	15(60)	60
	W_1	40	40	52(40)	40
	W_2	25	25	40(12)	25
	t_1	6.5	6	2	0.427
	t_2	6.5(3)	6(3)	2	0.427
	備考	TIG	EB	TIG	TIG
		余盛無	余盛無	余盛有	余盛有
		溶接は平行部中央かつ荷重軸に直交			

() 内の値は 4K の場合, 単位 (mm)

試験片寸法

	2219	2014	ZK 141	301-H
L_1	400	400	400(300)	420(300)
L_2	(260)	(260)	(194)	(194)
L_3	(110)*	—	—	150
W_1	100	100	100(70)	70
W_2	100(80)*	100	100(50)	50
t_1	6.5	6, 12.5	2	0.427
t_2	6.5(4.1)*	6, 12.5	2	0.427
D	0(30)	0(30)	0(20)	0(20)

() の値は 4K の場合, 単位 (mm)

*: 低サイクル疲労き裂進展試験用

切欠き形状

		2219	2014	ZK 141	301-H	備考
貫通	$2a$	30(10)*	10~30**	30(14.6)	15, 10	機械加工
	$2c$	24(9)*	6~24	24(10.0)	11, 8	
表面	$2a$	10	30	—	—	放電加工
	b	3	3	—	—	

() の値は 4K の場合

単位 (mm)

*: 低サイクル疲労き裂進展用,

** : 種々の疲労予き裂長さを含む

切欠き加工位置

	x (mm)
母材	0
溶着金・属	0
溶接境界	1~1.5
熱影響部	3~4

x : 板の中心または溶接中央部からの距離

図 2 試験片の形状寸法

3.2 試驗片

用いた試験片はいずれも平板であるがそれらの形状寸法を図2(i)および(ii)に示す。試験片板厚は材料によってまちまちであるが、それぞれ301-Hステンレス鋼ではタンクをモノコック構造とした場合のスキン部の板厚、ZK141-T6ではモノコック構造あるいはワッフル、アイソグリッド、スクエパタンによって剛性を高めた構造におけるスキン部の板厚、2219-T87および2014-T651ではアイソグリッドパタン構造などを想定した場合の溶接継手部の板厚にほぼ対応するものとなっている。

溶接継手材は 301-H ステンレス鋼および ZK141-T6、2219-T87 アルミニウム合金ではいずれも主タンク構造の製作に用いられる TIG 溶接 (Tungsten Inert Gas Arc Welding) を施したものをを用い、2014-T651 アルミニウム合金ではタンクと付属金具、配管などの結合に用いられる EB 溶接 (Electron Beam Welding) を施したものをを用いた。

破壊じん性試験および低サイクル疲労試験に供した試験片の板厚貫通切欠きの加工は saw-cut によって施し、表面切欠きは放電加工によって施されたが、いずれも切欠き先端半径は 0.07 mm 程度以下となっている。

温度 4K における試験に用いた試験片は、ピン荷重負荷方式によるクライオスタットを用いなければならないため図 2 に示したようにいずれもピン穴が加工されているが、77K および室温の試験では試験片を直接試験機に取付けることができるため図のような穴加工は行なわれていない。

3.3 試験方法

引張り試験には最大荷重容量100トン(0.98MN)の万能試験機(島津製作所製)を用いた。

室温における試験は一般的な引張り試験手順に従って行ない、標準試験片の応力・ひずみ挙動は差動トランス型伸び計を用いて測定し材料の機械的な性質を求めた。

77 K (液体窒素温度) における試験は液体窒素を充滿した木製の簡便な冷却槽を試験片に取付け、試験片の平行部あるいは切欠き部を十分に 77 K に保った状態で実施した (文献1) 参照)。試験片の応力・ひずみ挙動は、あらかじめ 77 K で校正した π 型クリップゲージ⁵⁾ を用いて測定した。

4K（液体ヘリウム温度）における試験は冷媒が高価でまたその潜熱が極めて小さいこと（約0.6 cal/cc）および室温との温度差が大きいことなどの理由によって図3に示すような極低温構造要素特性試験装置（クライオスタット）を用いて行なった。

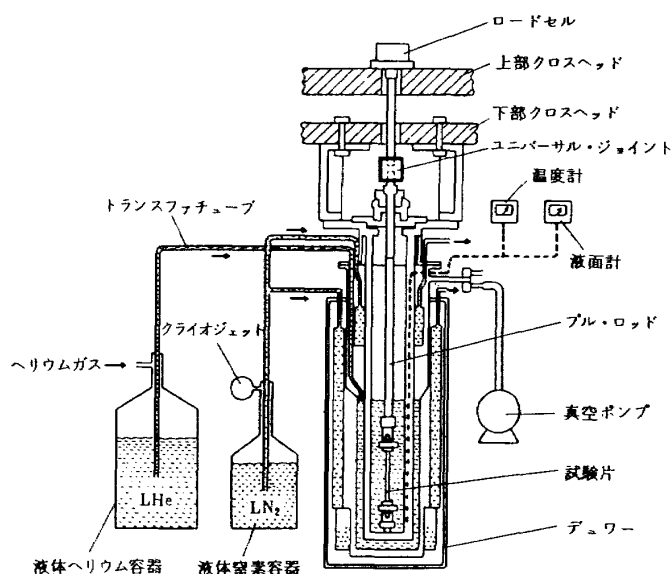


図3 液体ヘリウム用クライオスタット

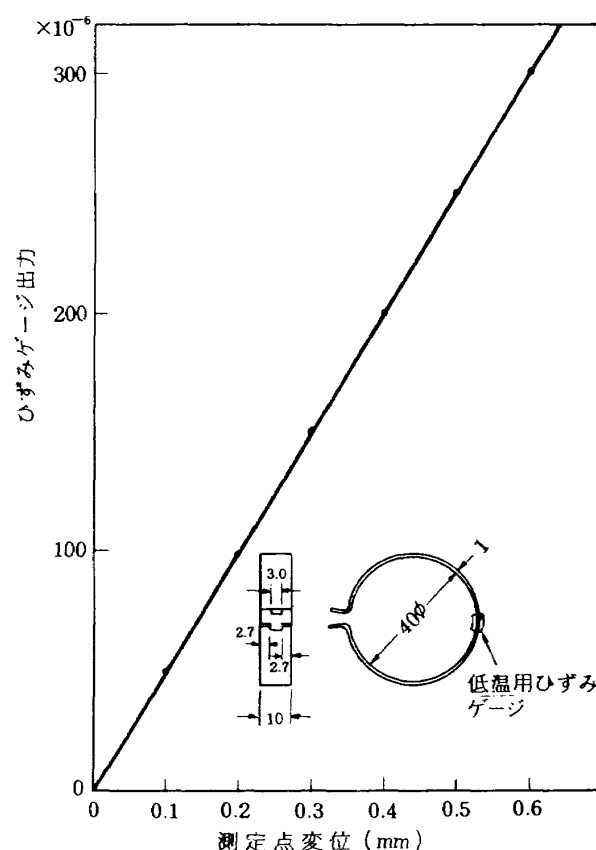


図4 COD測定用円形クリップゲージと4Kにおける作動特性

標準試験片の応力・ひずみ挙動は77Kの試験の場合と同様π型クリップゲージを用いて測定した。

2219-T 87 切欠き材の低サイクル疲労試験は万能試験機に付属した自動負荷制御装置を併用して行なった。この負荷装置による荷重波形は鋸刃状の三角波形であり、

また荷重繰返し速度は1～1.5サイクル/分と準静的なものであった。疲労試験ではあらかじめ求められた切欠き材の静的引張り破断荷重の90%程度の値を最大荷重に設定し、最小荷重はほぼゼロの定振幅荷重の繰返しが行なわれた。

試験片をクライオスタット内に収めた状態で行なう疲労試験では、き裂の進展挙動を直接観察することができないため、ここでは初期切欠きの中央部に図4に示すような円形のクリップゲージを挿入して、き裂の開口変位(COD)の荷重繰返しに伴う変化量を測定することによってき裂長さを間接的に推定する方法を試みた。図4には用いたクリップゲージの4Kにおける作動特性も示してあるが、良好な線形性が得られていることがわかる。

4. 試験結果の解析と破壊力学的考察

各温度、各材料ごとの標準引張り試験および破壊じん性試験結果の詳細はすでに文献1)～4)に述べてあるが、ここではロケットタンク構造を念頭においた上での材料選択および設計の立場からの試験結果の解析ならびに考察を行なう。

4.1 機械的性質

4.1.1 母材の強度

試験を行なった4種類の材料の応力・ひずみ挙動を図

5(i)～(v)に示す。また材料の標準引張り試験から得られたおもな機械的特性値を表4に示す。

表4の結果からアルミニウム合金のおもな機械的特性値について試験温度との関係で示せば図6のようになる。横軸の温度に関しては3点しか求められていないのでこれらを便宜上折線で結んで示したがいずれの合金とも温度の低下に伴って強度が上昇しており、中でも2014-T651の強度が各温度で比較的高い値を示している。

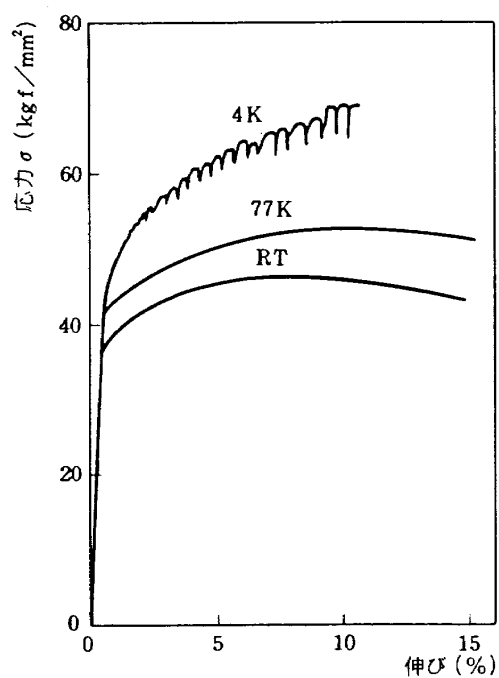
一方、表4のすべての材料の結果を構造重量の立場から比較するために各材料の比重で除した値、すなわち比強度で示すと図7のようになる。この図からアルミニウム合金とステンレス鋼では比強度に関してはほぼ等価な材料とみなすことができる。

また表4において各材料の圧延方向(L)とそれに直交する方向(T)の強度値には著しい差異は認められないが、材料のじん性に関与すると思われる伸び率(ϵ :標点間50mmの値)については若干の有意差があり、L方向の値がいずれも大きい。 ϵ の値は材料の製造過程における圧延に伴う異方性やその後の熱処理などに依存する量であるが、とくに301-Hステンレス鋼のT方向材の値が他方に比べて著しく低いことに注意を払う必要がある。伸び率とじん性の関係については4.2.2の破壊じん性の項でさらに検討を行なう。

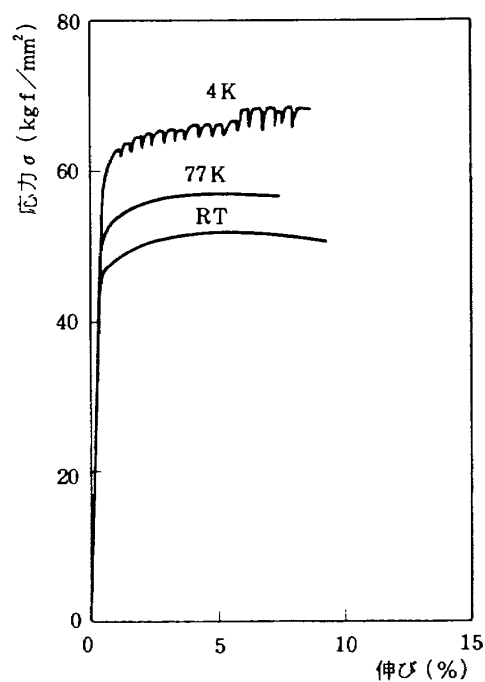
表4 供試材料の機械的特性値

材 料	温 度 (K)	母 材								溶 接 継 手 材				備 考
		引張り強さ σ_B (kg f/mm ²)		0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ (kg f/mm ²)		伸 び ϵ (%)		縦弾性係数 E ($\times 10^3$ kg f/mm ²)		引張り強さ $\sigma_{B,w}$ (kg f/mm ²)		伸 び ϵ_w (%)		
		L	T	L	T	L	T	L	T	L	T	L	T	
2219-T87	RT	46.4	45.7	37.1	36.6	14.8	13.4	7.4	7.4	28.2	—	—	—	TIG溶接
	77	52.6	53.9	41.9	41.2	15.5	14.4	8.0	8.0	36.2	—	—	—	
	4	68.3	67.1	48.8	46.7	10.5	12.0	8.7	8.6	46.8	—	4.4	—	
2014-T651	RT	—	51.4	—	46.8	—	9.2	—	7.2	—	40.2	—	1.7	電子ビーム溶接
	77	—	56.2	—	52.0	—	7.8	—	8.2	—	46.6	—	1.5	
	4	—	68.3	—	59.8	—	8.8	—	8.9	—	54.8	—	1.4	
ZK141-T6	RT	42.9	45.1	38.8	40.0	14.5	13.2	7.5	6.8	—	36.9	—	2.4	TIG溶接
	77	55.4	58.7	46.7	49.2	19.0	16.5	7.5	8.9	—	44.2	—	2.4	
	4	63.0	68.1	48.1	52.4	15.5	14.5	8.0	8.8	—	46.9	—	1.3	
301-H	RT	143.8	147.1	123.5	108.0	24.5	14.0	17.0	20.0	98.4	107.0	4.4	5.7	TIG溶接
	77	210.0	—	141.1	—	24.1	—	20.7	—	126.4	141.2	3.1	3.9	
	4	212.7	203.8	148.3	148.9	15.1	12.7	21.2	22.7	—	161.6	—	2.7	

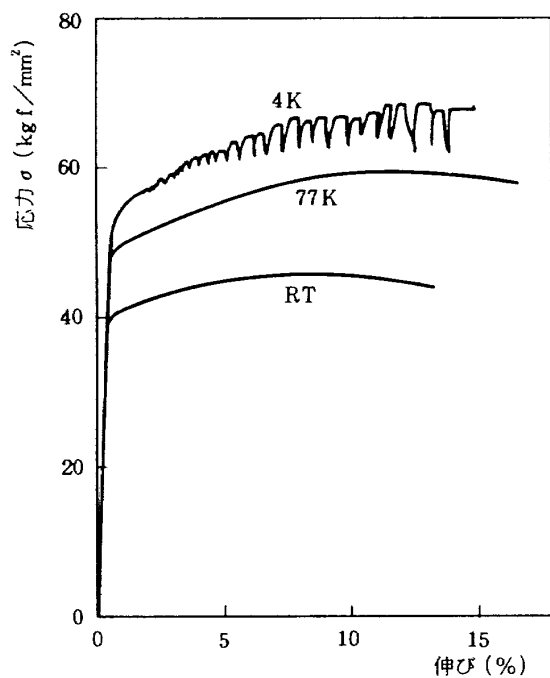
RT:室温, L:圧延方向, T:圧延に直交方向, ϵ_w :継手をはさむ標点間50mmの伸び率



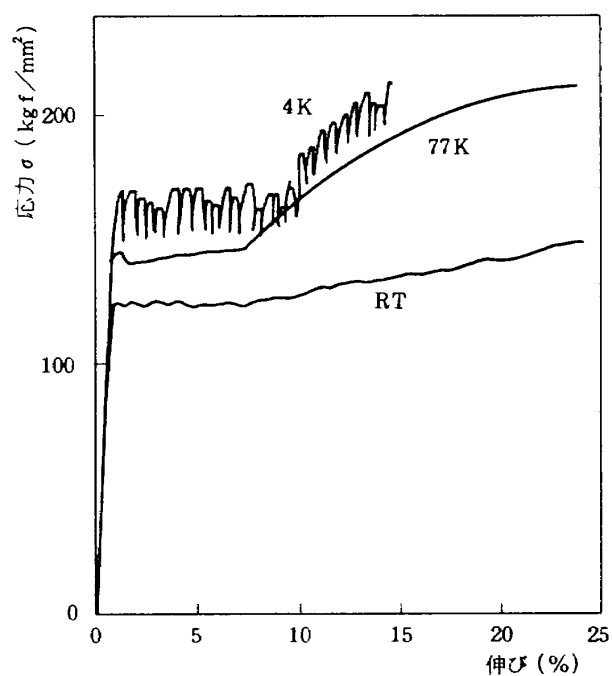
(i) 2219-T87 (L方向)



(ii) 2014-T651 (T方向)



(iii) ZK141-T6 (T方向)



(iv) 301-Hステンレス鋼 (L方向)

図5 供試材料の室温、77Kおよび4Kにおける応力-ひずみ挙動

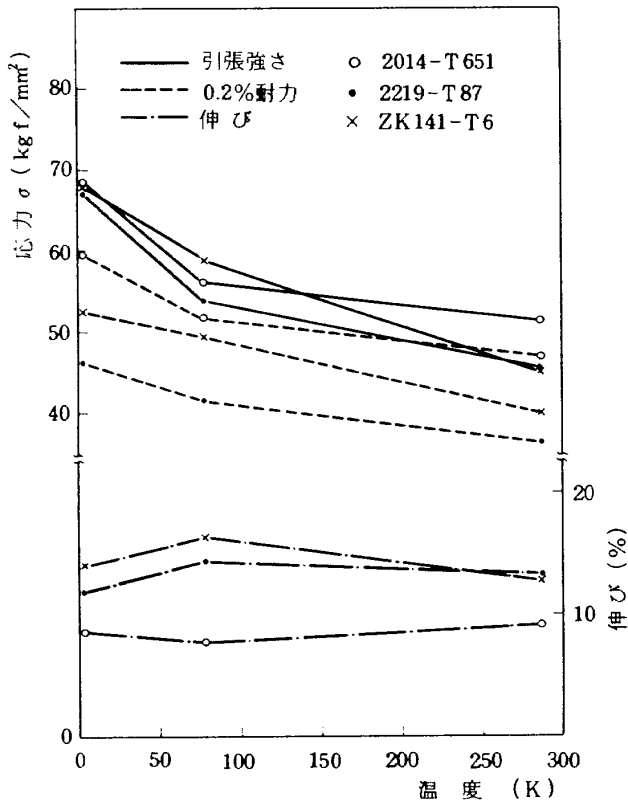
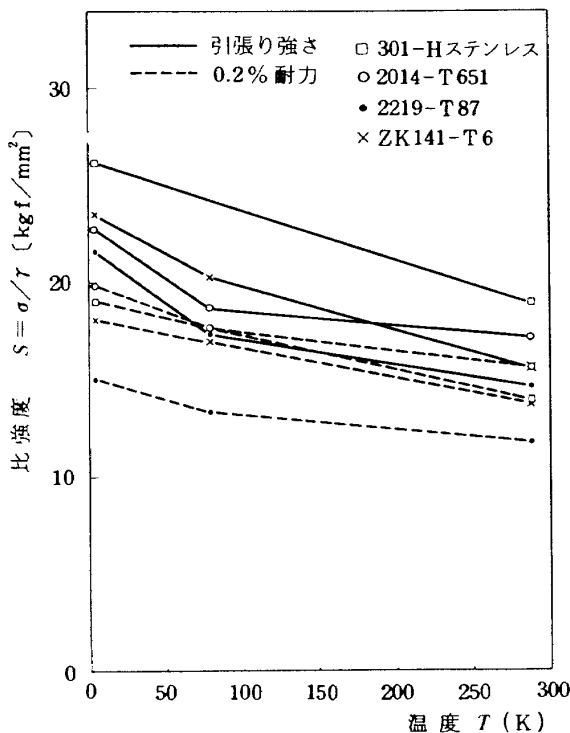


図6 アルミニウム合金の機械的性質と温度の関係

図7 供試材の比強度と温度の関係
(圧延に直交する方向に切出した母材の場合)

4.1.2. 溶接継手の強度

図8(i)~(v)にアルミニウム合金およびステンレス鋼の溶接継手部のビッカース硬度計による硬さ分布を示す。溶接部はいずれも母材に比べて軟化しておりこれに対応して継手部の強度は母材の引張り強さに比較して低くなっている。

また、各材料によって溶接条件が異なるので厳密な比較を行なうことができないが、溶接方法の違いや溶接余盛りの有無が継手強度に及ぼす影響を検討してみると次のようである。

TIG溶接を施した2219-T87の継手効率(溶接継手の引張り強さ/母材の引張り強さ)は各試験温度で61~69%程度であるが、EB溶接を施した2014-T651の値はいずれも80%程度となっておりEB溶接の方が高い継手効率を示している。

次に同じTIG溶接で溶接余盛りを残したZK141-T6, 301-Hと、余盛りを削り取った2219-T87の継手効率を比較すると、2219-T87では最も強度が低いと思われる溶着金属部ですべて破断しているが、ZK141-T6と301-Hでは余盛り部の板厚増加のために溶着金属部を避けて溶接境界部あるいは熱影響部で破断しているため、余盛りのあるものの方が若干高い継手効率を示している。また溶着金属部で破断が生じる場合には溶接継手の強度は板の圧延方向には依存しないが、301-Hステンレス鋼の継手強度でT方向とL方向の値に有意差があるのは、上の考察および母材強度の圧延方向依存性の観点からも理解できるものである。

4.2 破壊じん性

各材料の母材および溶接材の破壊じん性は板厚貫通切欠き(2219-T87, 2014-T651, ZK141-T6および301-H)あるいは表面切欠き(2219-T87および2014-T651)をもつ板状試験片を用いて評価されたが、切欠きの形状に応じてそれぞれ以下の式によって計算した。

i) 貫通き裂

$$K_e = \sigma_c \sqrt{\pi a \sec\left(\frac{\pi a}{W}\right)} \quad (1)$$

ここで、 σ_c :破壊応力、 $2a$:き裂長さ、 W :板幅

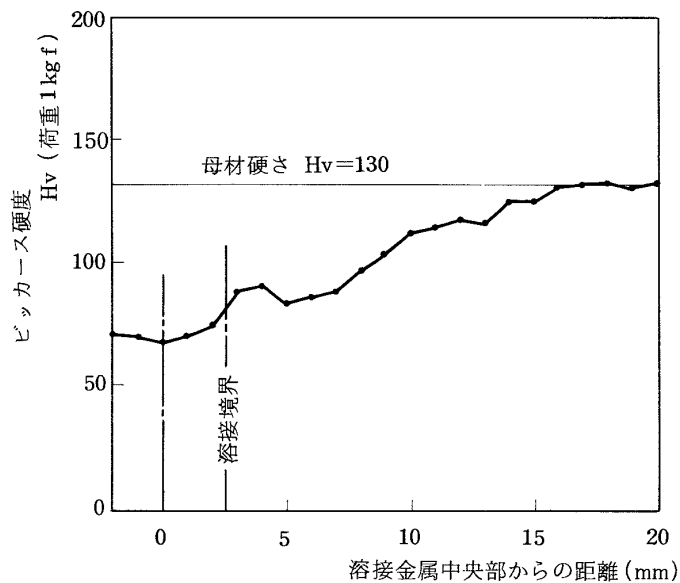
ii) 表面き裂⁶⁾

$$K_e = 1.1 M_k \sigma_c \sqrt{\pi b/Q} \quad (2)$$

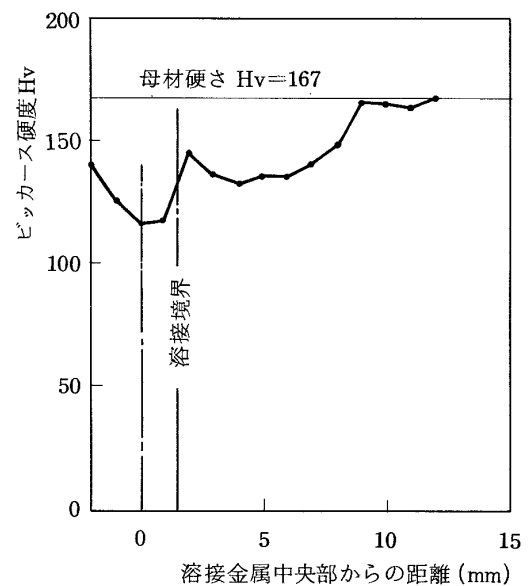
ここで、 $Q = \phi^2 - 0.212 \left(\frac{\sigma_c}{\sigma_{0.2}}\right)^2$

$$\phi = \int_0^{\frac{\pi}{2}} \sqrt{1 - k^2 \sin^2 \theta} d\theta$$

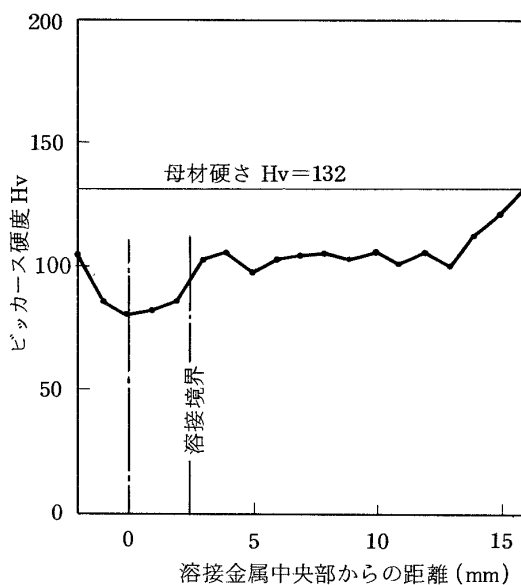
(第二種完全楕円積分)



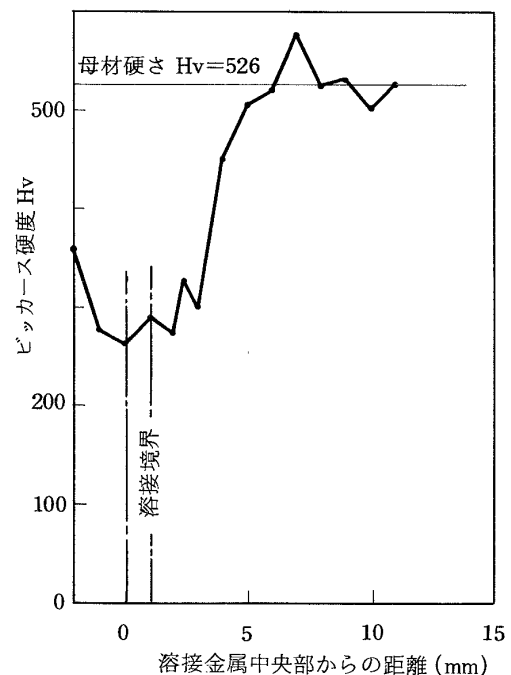
(i) 2219-T87 (TIG 溶接)



(ii) 2014-T651 (電子ビーム溶接)



(iii) ZK141-T6 (TIG 溶接)



(iv) 301-H (TIG 溶接)

図8 溶接継手材のビッカース硬度(重錘1kg重)分布

$$k = \sqrt{1 - (b/a)^2}, \quad b: \text{切欠き最大深さ}$$

M_k : Stress Intensity Magnification Factor

ただし、 Q の計算において $\sigma_c > \sigma_{0.2}$ のときは $\sigma_c / \sigma_{0.2}$ を1とおく。また(2)式の M_k および Q は図9、図10によって求められる。

4.2.1 各材料の破壊じん性

各材料の破壊じん性試験から得られたすべての結果を

表5に示す。また、これらの結果をそれぞれの材料について試験温度との関係で示せば図11(i)~(iv)ようになる。これらの結果から材料ごとの破壊じん性については次のような事柄がわかる。

2219-T87 について；

母材および溶接材の破壊じん性はいずれも温度の低下に伴って上昇している。(図11(i)参照)

じん性値は母材において最も高く、次いで熱影響部、

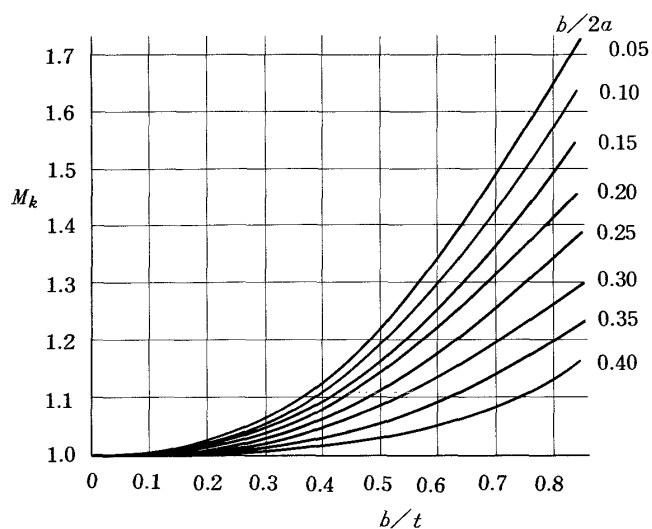
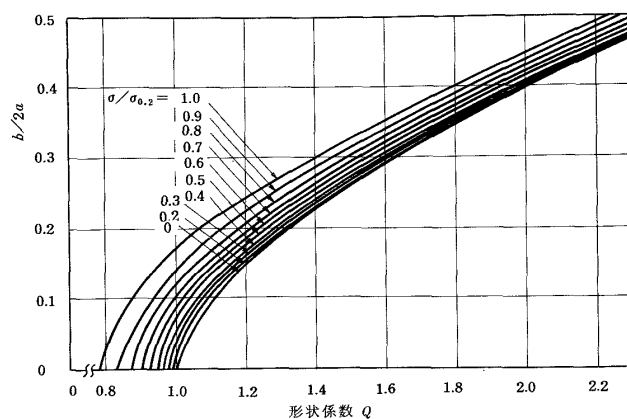
図9 表面切欠きの M_k ⁶⁾図10 表面切欠き最深部のき裂形状係数 Q ⁶⁾

表5 供試材料の破壊じん性値

材料および切欠位置		破 壊 じ ん 性 K_c (kg f/mm ^{3/2})						備 考
		貫 通 切 欠 き			表 面 切 欠 き			
		RT	77K	4K	RT	77K	4K	
2219-T87	M (T)	169.9	177.9	196.2	106.8	115.5	142.1*	* ref. 7)
		178.5	198.0	213.6	111.2	124.3	—	
	Depo	106.8	126.3	142.6	67.8	76.2	92.3*	* ref. 7)
	Bond	100.7	117.5	137.6	64.4	74.1	—	
	HAZ	119.3	147.9	166.8	81.7	89.7	—	
2014-T651	M (T)	94.5	94.3	110.9	—	—	—	
		82.3	78.5	—	—	—	—	板厚 12.5 mm
	Depo	114.8	101.9	78.4	89.0	89.5	—	
	Bond	105.3	96.0	76.9	80.8	78.6	—	
	HAZ	134.1	153.7	143.5	98.5	114.0	—	
ZK141-T6	M (T)	142.3	155.0	152.0	—	—	—	
		141.2	152.6	151.7	—	—	—	
	Depo	112.3	126.6	136.3	—	—	—	
	Bond	112.2	131.8	134.0	—	—	—	
	HAZ	110.6	124.7	144.7	—	—	—	
301-H ステンレス	M (T)	407.2	379.7	247.2	—	—	—	
		420.8	448.4	411.1	—	—	—	
	Depo	317.5	291.0	313.6	—	—	—	
	Bond	261.8	318.1	282.2	—	—	—	
	HAZ	251.7	257.3	273.1	—	—	—	
	縦 溶 接 (L方向)	348.1	384.1	—	—	—	—	2 $a_0 \div$ 6 mm
		397.0	431.7	—	—	—	—	2 $a_0 \div$ 10 mm

M：母材， Depo：溶着金属， Bond：溶接境界， HAZ：熱影響部， RT：室温

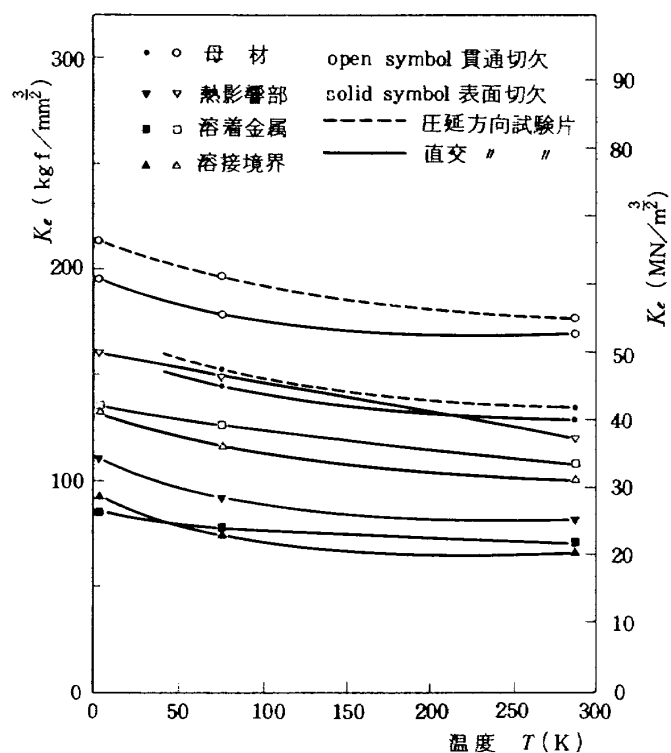
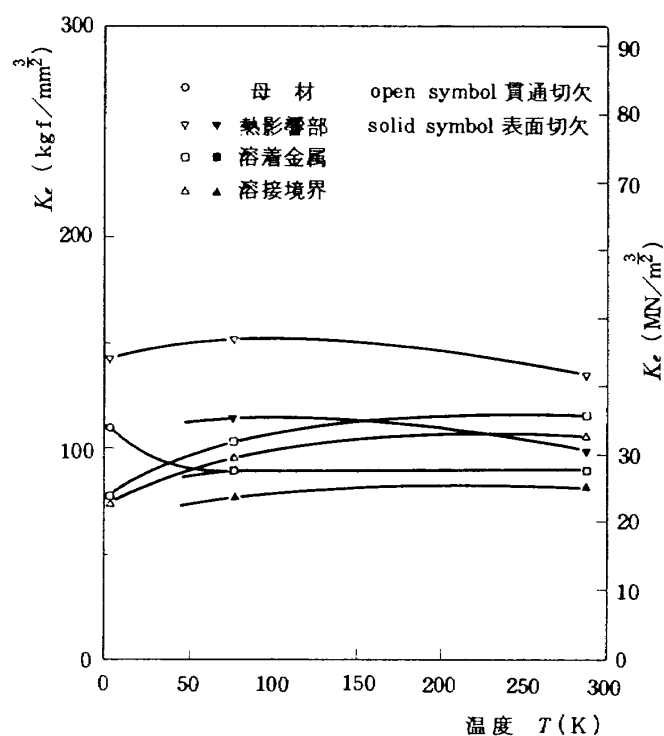
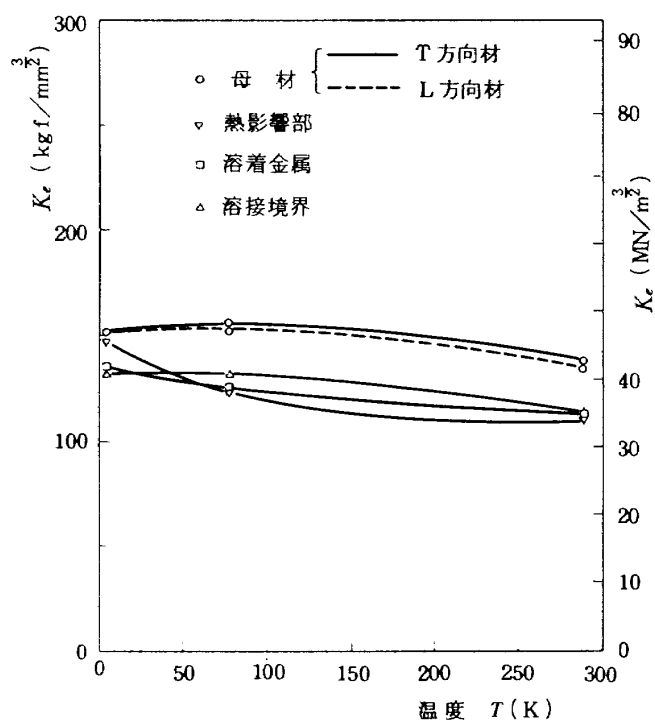
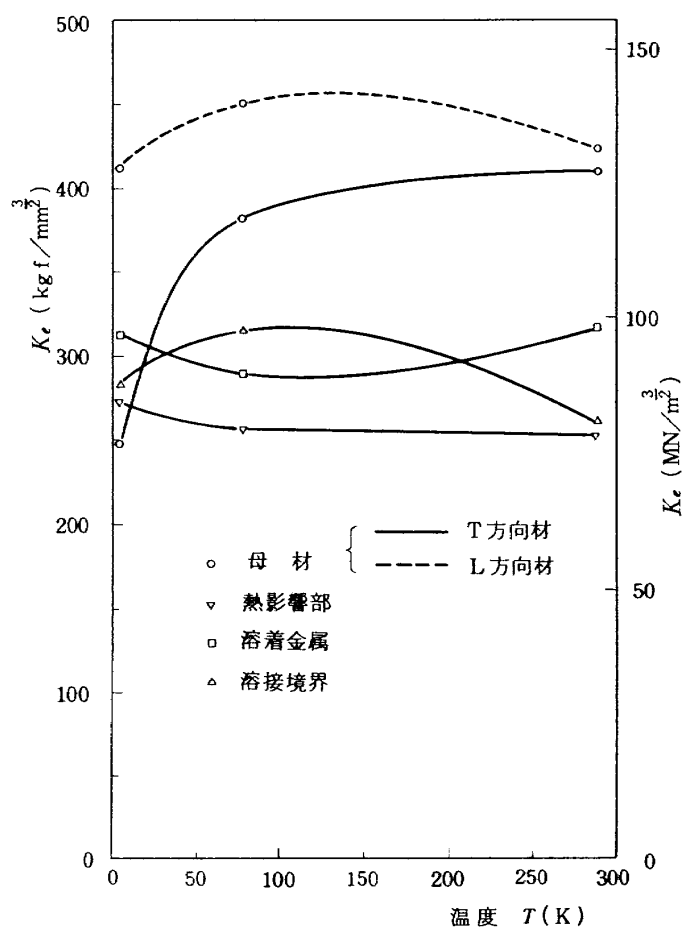

 (i) 2219-T87 ($t=6.5\text{mm}$)

 (ii) 2014-T651 ($t=6\text{mm}$)

 (iii) ZK141-T6 ($t=2\text{mm}$)

 (iv) 301-H ($t=0.45\text{mm}$)

図11 各金属材料の破壊じん性と温度の関係

溶着金属部、溶接境界部の順となっている。溶接部のじん性および引張り強さは一般に溶接入熱などの条件によって異なるが、試験された溶接材については最も低い溶接境界部のじん性は各温度で母材の60%程度の値になっている。なお、用いた試験片は溶接余盛りを削除し平滑に仕上げたものであるが、余盛りを残しておくことによって板厚増大効果のために溶接継手効率の場合と同様に溶着金属部および境界部のじん性をかなりの程度まで高めることができる⁷⁾。

次に貫通切欠きと表面切欠きの破壊じん性を比較すると、いずれの部分の値も表面切欠き材によって評価した値が貫通切欠きの場合に比べて小さく約65～80%の値をもつにすぎない。このことは本来、破壊じん性が切欠きや板巾などの試験片形状に依存しない材料定数であることと矛盾するが、これは主として次の二つの理由によるものと考えられる。

- (i) 材料が延性的でかなりの塑性変形を伴って破壊すること。

表6に母材の破壊じん性試験における正味断面破断応力を示す。同表には参考のために平滑材の0.2%耐力を示してあるが、切欠き材の破断応力はいずれもこの値に近いことがわかる。このような場合にはき裂の先端近傍にはかなり大きな塑性域が生じ塑性流動によってこの部分の応力・ひずみが非線形となるため線形破壊力学的パラメータである K を用いて定量的に精度のよい評価を行なうことが困難となる。このために両者の K_{IC} 値に大きな隔りが生じてくる。

溶接部については各部分の $\sigma_{0.2}$ などを求めなかったもので表6のような比較はできないが、これらについても母材と同様な現象によって貫通切欠きと表面切欠きのじん性に差異が生じたものと推察される。

表6 2219-T87 切欠き材の
正味断面破断応力($\sigma_{net,c}$)

温 度	方向	貫通切欠	表面切欠	耐力($\sigma_{0.2}$)
RT	T	33.4	36.6	36.6
	L	35.6	38.1	37.1
77 K	T	34.9	40.3	41.2
	L	38.8	43.1	41.9
4 K	T	38.5	—	46.7
	L	41.9	49.0 ⁷⁾	48.8

単位：(kg f/mm²)

表面切欠きと貫通切欠き材の破壊強度については4.3の残留強度曲線の項でさらに統一的に検討する。

- (ii) 切欠き先端の変形に対する拘束度が異なること。

一般に破壊じん性値は試験片板厚の増加とともに減少し、平面ひずみ状態が完全に満足されている状態に対応した一定値(K_{IC})に漸近する。この K_{IC} が真の材料定数となるが、この値を得るためには貫通切欠き材に対しては次式で示すような板厚条件を満たす必要がある⁸⁾。

$$t \geq 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \quad (3)$$

(3)式の板厚条件を満たさせるためには大まかに見積っても2014-T651では10mm程度であるのに対して、2219-T87では各温度とも30mm近い板厚が必要となる。用いた試験片の板厚はこの値には及ばないものであり貫通切欠き材の破壊じん性値は K_{IC} に比べてかなり高い値であると考えられる。一方、両者とも板厚は等しいものの、表面切欠きでは切欠き縁に沿った応力・変位条件は三次元(静水圧)的な拘束を受けていることから貫通切欠きの場合より平面ひずみに近い状態にあるため、 K_{IC} 値に近い値をもつものと思われる。

以上のような理由から、ここで得られた破壊じん性値は材料定数とはなっていないが、用いられた試験片板厚は実機構造に近いことから構造設計の立場からは一対一の対応が行なえる実用的なデータを与えている。

2014-T651について；

図11-(ii)の結果から母材を除いてはじん性値は温度の低下に伴って必ずしも上昇していないことがわかる。従って2014-T651の電子ビーム溶接構造物においては使用環境温度によって限界強度を与える場所が異なるので設計に際しては十分注意を払う必要がある。とくに溶着金属部および溶接境界部では温度低下に伴って破壊じん性も低下し、液酸・液水ロケットタンクの実用環境である20 K近傍では室温の70%程度の値をもつにすぎない。

表面切欠き材を用いて評価したじん性値は2219-T87材の場合に述べたと同様な理由によっていずれも貫通切欠き材のじん性値の75%程度の値となっている。

ZK141-T6について；

図11-(iii)からZK141-T6の破壊じん性は母材、溶接部材とも温度の低下に伴ない若干増加しており、2219-T87の場合と同様安定した挙動を示していることがわかる。

また母材の圧延方向によるじん性の差も極めて小さい。ZK141-T6の溶接材もTIG溶接を施したものであるが、各試験温度において溶接材の破壊じん性はいずれも母材の値の80%以上と優れた特性を示しているが、これらの

値が母材の値に比べて2219-T87の場合ほど著しく減少していないのは溶接余盛りが残されたままであることによるものである。

301-Hステンレス鋼について；

図11-(V)から301-Hステンレス鋼の破壊じん性は2219-T87、ZK141-T6の場合と異なり温度変化に伴った一定の傾向は認められないことがわかる。一般にTIG溶接部材のじん性は母材の値より低いと言えるが、圧延によって薄板に仕上げられた母材ではじん性値が板の切出し方向に著しく左右されていることに特に注意を払わなければならない。すなわち、圧延方向に直交して切出した試験片(き裂の方向は結晶粒の長手方向)では4Kにおいて著しくじん性が低下し、室温における値の60%程度に落込んでいる。301-Hにおけるこのようなじん性の挙動は2014-T651の場合と同様、図1に示した体心立方格子系金属の一般的傾向とは異なるものであり、実用環境での破壊じん性の資料が設計荷重の見積りなどに不可欠なものとなってくる。

溶接部の強度では余盛り材が試験に供されたので溶着金属部および境界部のじん性が見かけ上熱影響部の値よりも高く、溶接のまま(as weld)の状態では熱影響部

(HAZ; heat affected zone)のじん性は母材に比べてかなり低い値である。

熱影響部のじん性の温度依存性が少なくなるのは、はじめ圧延により引き伸ばされていた結晶組織が溶接入熱により再結晶を起し一種の調質された状態になるためと思われる。

図12は同図挿入図に示したような301-Hステンレス鋼の溶接線に直交した切欠きをもつ試験片の破壊じん性を評価した結果である。溶接線に直交したき裂はその長さに応じた強度上有害な溶接引張り残留応力を受けることが予測される。溶接残留応力は一般に図12に示すような分布をすることが知られている⁹⁾からき裂長さが短いほど有害であると考えられる。同図において縦溶接をもつ圧延方向材では長いき裂をもつものが短いき裂の場合よりも幾分じん性が高く残留応力の影響が伺えるようであるが、圧延に対して直交方向の板ではき裂長さによる顕著な差異は認められない。これはここで用いたような試験片では、板厚が薄くまた板幅がそれ程大きくないために溶接残留応力は試験片自体の変形によって実際の構造物の場合とは異なり大部分が解放されていることによるものと思われる。

4.2.2 材料間の破壊じん性の比較

構造重量の立場から試験を行なった4種類の金属の破壊じん性を比較するために、それぞれの金属の単位体積当りの重量で除した値 $K_e (=K_t/r, r: \text{比重})$ を定義し、これを比破壊じん性と呼ぶことにする。

図13はこれら4種類の金属を同一条件で比較するために各材料の母材およびそれぞれ最低のじん性を示した溶接部位の貫通き裂によって得られた K_e 値を試験温度との関係で示したものである。溶接部については溶接方法の違いや余盛りの有無によって定量的に精度のよい比較を行なうことができないが、それらのことを考慮しても2219-T87およびZK141-T6が比較的優れた強度特性を有していることがわかる。

また三種類のアルミニウム合金について図7に示した0.2%耐力に対応する比強度 S と比破壊じん性 K_e を比較すれば最も比強度の低い2219-T87の K_e が最も高く、逆に比強度の高い2014-T651の K_e が最も低いことから一般に0.2%耐力に対応する比強度と比破壊じん性の間には「負の相関」があると言えるようである。

同様な考察を図6に示したアルミニウム合金の伸び ϵ について行なうと、2014-T651の伸びがZK141-T6あるいは2219-T87の値に比べてかなり低いとその K_e もまた両者に比べて低いところから、大まかに言えば ϵ と

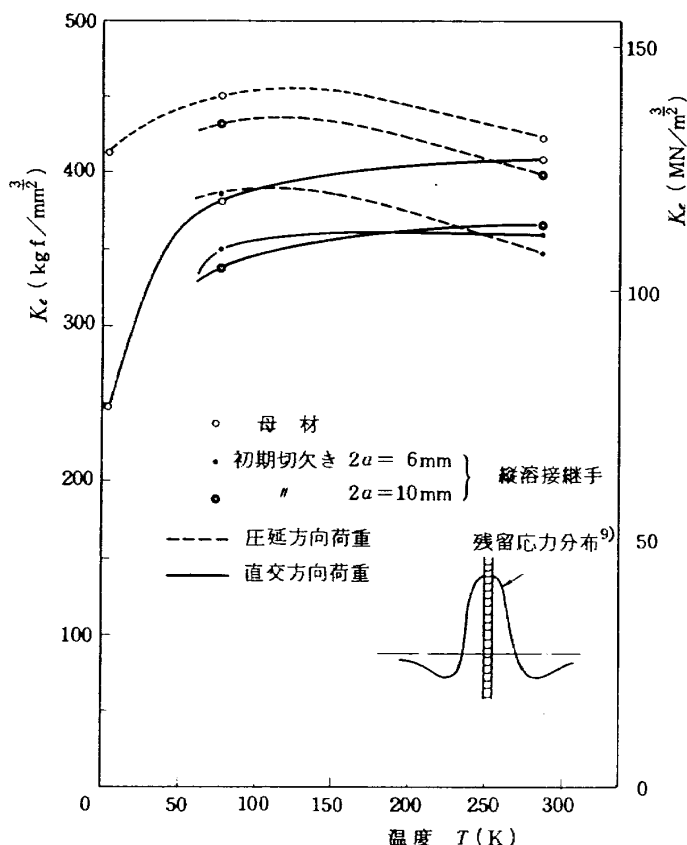


図12 溶接残留応力が破壊じん性に及ぼす効果
(301-Hステンレス鋼、縦溶接継手の場合)

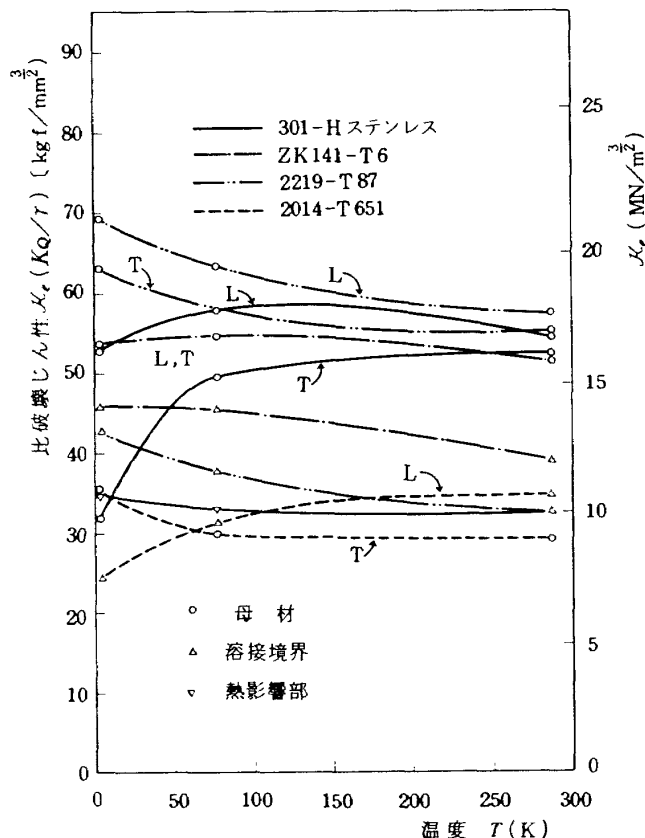


図13 各材料の比破壊じん性の比較
(母材および最低値を示した溶接部材について)

K_Q には「正の相関」があると言えよう。これらの事柄から同じ種類の合金においては、破壊じん性は比強度と負の相関があり伸びとは正の相関があることがわかる。しかしこのことはさらに多数の他の合金種によって検証を行なう必要があろう。

4.2.3 切欠き尖鋭度と破壊じん性

図14はいくつかのアルミニウム合金について、破壊じん性 K_Q に及ぼす初期切欠き尖鋭度の効果を調べた結果を示したものである¹⁰⁾。切欠き先端半径 $r = 0.13 \text{ mm}$ の値は粗い機械加工を施したままの状態のものであり、 $r = 0.07 \text{ mm}$ 近傍の値は放電加工あるいは精密な機械加工によるものである。疲労予き裂を施したものは $r = 0$ にプロットした。破壊じん性に及ぼす切欠き尖鋭度の効果は材料によって幾分異なり、じん性の絶対値が低いものほど切欠き先端半径の影響を受けていないようである。またアルミニウム合金については切欠き先端半径を 0.05 mm 程度以下にすれば疲労予き裂を施した場合の破壊じん性に対して、最大でも5%以下の精度で評価することができる。

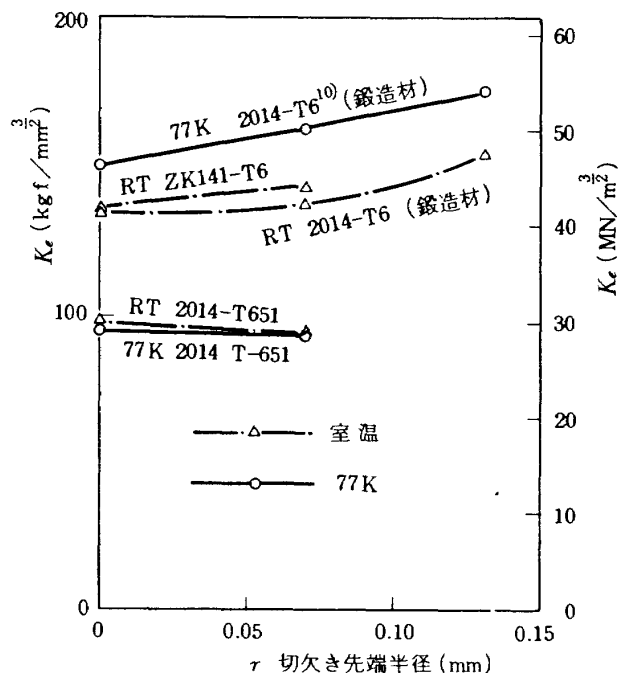


図14 破壊じん性に及ぼす切欠き尖鋭度の効果

4.2.4 残留強度曲線による評価

2219-T87 アルミニウム合金の破壊じん性評価の項で考察したようにここで取扱った材料はいずれも低温においても著しいじん性の低下を示さず、また破壊時の正味断面応力が材料の降伏応力に近いことから、液酸・液水ロケットタンク構造のような高サイクルの荷重繰返しを受けずまた軽量性が最も重視されるような場合に対しては十分な非破壊検査の網の目を抜けて構造物内に生存するかも知れない程度の微小な欠陥に対してまで線形破壊力学を直接的に適用することなくむしろ、残留強度曲線¹¹⁾によって構造設計を行なうことが適当であると思われる。

以下に文献11)を引用して残留強度曲線の求め方について略述し、さらにここで用いた各材料についてそれぞれき裂をもつ材料の残留強度曲線を求めてみる。

図15(i)はFeddersenの提案による残留強度曲線を示したものである。図中の⊙印は種々のき裂長さ比($2a/W$)をもつ2219-T87の中央切欠き材の引張り破壊試験を行なった結果¹²⁾を無次元化したき裂長さ($2a/W$)と不安定破壊発生時の応力($\sigma_c/\sigma_{0.2}$)の関係で示したものである。これらの測定点において、弾性不安定破壊によって破壊が進行したと認められる領域の測定値のみを用いて最小2乗近似法によって次式の関係を用いて K_Q を求める。

$$K_Q = \sigma_c \sqrt{\pi a_c} \quad (4)$$

ただし、 K_Q は不安定破壊に対応する破壊じん性。

(なお、(4)式は無限板内の一個の貫通き裂の応力拡大係

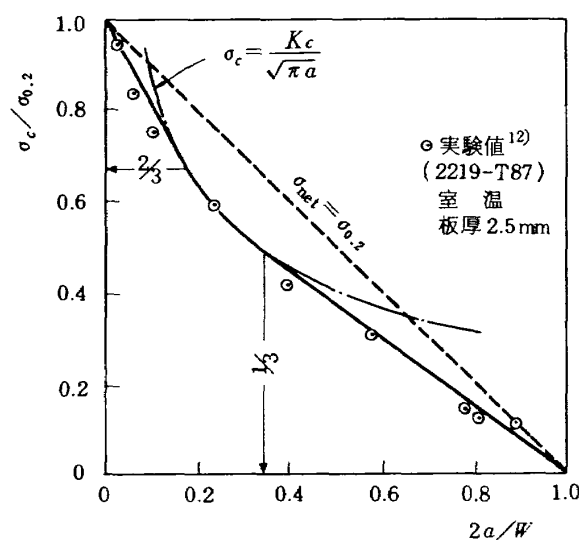
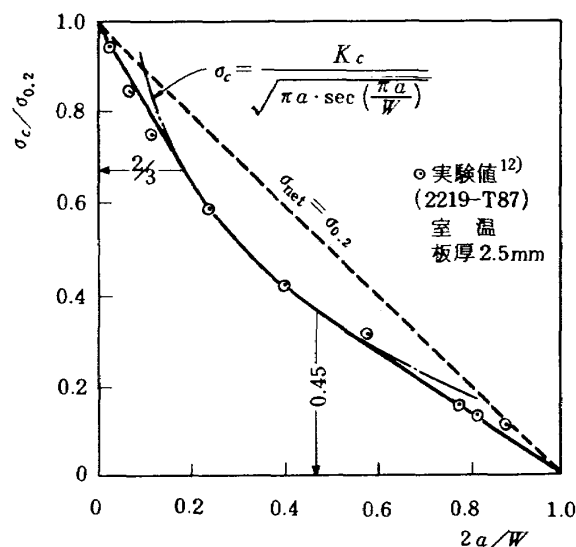
(i) 残留強度線図 (by Feddersen¹¹⁾)(ii) 修正残留強度線図 (by Authors⁴⁾)

図15 種々の長さのき裂をもつ薄板の残留強度線図

数に対応する表示式である。)

弾性不安定によって破壊が発生する領域では破壊は K_c (一定値) によって支配されるから(4)式を,

$$\sigma_c = \frac{K_c}{\sqrt{\pi a_c}} \quad (5)$$

のように変形し、 σ_c と a_c の関係を示すと図中の一点鎖線で示すような曲線が得られる。この曲線に対してそれぞれ縦軸、横軸の (0, 1) および (1, 0) から接線を引く。有限な幅のき裂材の強度はこれら二本の接線と(5)式の曲線によって示される曲線で予測できる。ただし、(5)式とこれら二本の接線の間には図15に示すように、測定値が鎖線で示した $\sigma_{net} = \sigma_{0.2}$ の直線の下側にある限り K_c の値にかかわらず一定の関係が成り立つ。すなわち、縦軸 (0, 1) からの接線の接点の縦座標は $2/3$ でありまた (1, 0) からの接線の接点の横座標は $1/3$ となる。

このことから、弾性不安定破壊によって支配される領域には自ずから制限があり、公称破壊応力が材料の降伏応力の $2/3$ 以下であること、また破壊時のき裂長さは全板幅の $1/3$ 以下でなければならない。

さらに、弾性不安定破壊の発生を確実に実現させるためには派生的にいくつかの制約が生じるが、有効な K_c の資料を得るための板幅およびき裂長さの最小値は次式で与えられている。

$$W_{\min} = \frac{27}{2\pi} \left(\frac{K_c}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \quad (6)$$

$$2a_{c,\min} = 1.43 \left(K_c / \sigma_{0.2} \right)^2 \quad (7)$$

(実際の板幅としては $1.5 W_{\min}$ が望ましい)

以上が Feddersen の残留強度線図についての概略であ

る。

このような残留強度線図を利用してき裂材の強度を予測することには次のような利点がある。

ここで扱ったような延性材料においては、微小な切欠きをもつ広い板の静荷重による破壊強度は弾性力学的なパラメータ K によって支配されると考えるよりも表6に示したようにむしろ正味断面の降伏応力によって支配されていると考える方が妥当であるが残留強度線図はこのことを正当に評価している。

また、き裂長さと板幅の比がかなり大きな値をもつ場合には、残存面積 (ligament area) がかなり降伏した状態で破壊が進行すること、および(4)式の K の表示に対して有限板幅の影響が無視できなくなってくる、などによって図15に示されるように実測値は弾性挙動から反れてくるが、これらの現象もまた横軸からの接線によって比較的うまく説明されている。

一方、残留強度曲線を利用する場合には次のような事柄に注意しなければならない。

残留強度線図は一般に薄板の破壊強度を予測するためのものであり、図15の結果も板厚 2.5 mm の場合について示したものであるが、板厚が異なる場合は 2219-T87 のじん性評価の項で述べたように破壊じん性が板厚に依存することから同じ線図によって直接き裂材の強度を予測することは必ずしも適切ではない。

また、あらかじめこの線図を求める際に(5)式に含まれる限界き裂長さ a_c および限界応力 σ_c の定義の仕方によって得られる曲線の形状が異なってくる¹³⁾。図16は切欠き材の破壊挙動を切欠き長さと応力の関係で模式的に表わ

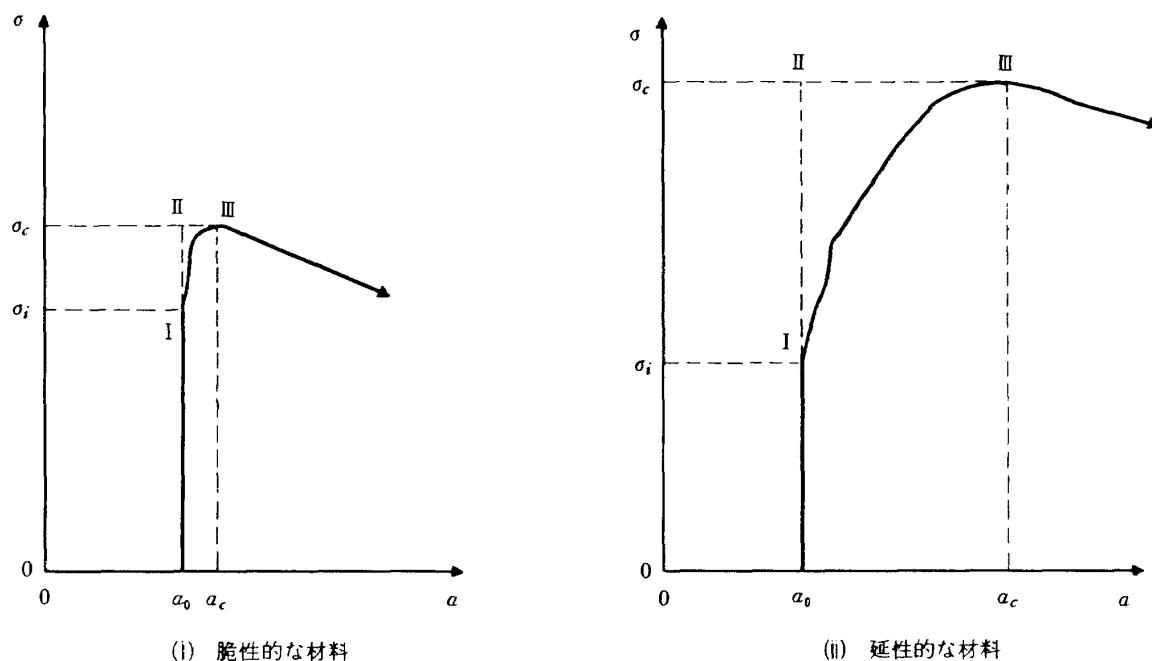


図16 切欠き材の破壊挙動の概要

したものである。図において(i)は比較的脆性な材料の場合であり、初期欠陥から最終不安定破壊に至るまでの安定なき裂成長期間が短かく、またき裂が進展し始める時の応力 σ_i と破断時の応力 σ_c も比較的近い値を示すものである。(ii)は比較的延性な材料の場合で、き裂の安定成長期間が長くまた σ_i と σ_c の差も一般に大きい。

同図に示した(I), (II)および(III)の状態におけるき裂長さおよび応力の値を用いて残留強度曲線を求めると一般に図17のようになる。図16および図17において(I)の状態は切欠き底からき裂が進展し始める点を検出した場合であり、この状態では切欠き先端の拘束のために評価された K_{Ic} は板厚にあまり依存せず K_{Ic} (平面ひずみ破壊じん性) に近い値が得られることが知られている。(II)の状態は初期欠陥寸法と破断時の応力によって定義されるもので破壊試験から最も容易に求まる。この状態で求められる破壊じん性を工学的破壊じん性と呼び K_{IIc} と表わす。(III)の状態は最終不安定破壊時の応力とき裂長さから求められるもので板厚、板幅などの影響を受けやすい量である。

(5)式からもわかるように工学的破壊じん性 K_{IIc} で評価した(II)の曲線は図17において(I)および(III)の曲線の中間に位置するものである。

図17において、材料が脆性的である場合は曲線(I), (II), (III)は共に(I)の側に接近しいずれも $\sigma_{net} = \sigma_{0.2}$ の破線をかなり下まわる。一方、材料が延性的である場合には曲線(I)は曲線(II), (III)に対してかなり下回りまた曲線(II), (III)は $\sigma_{net} = \sigma_{0.2}$ の破線の側にかなり近づく傾向を示す。

ここで取扱った材料については、2014-T651および4

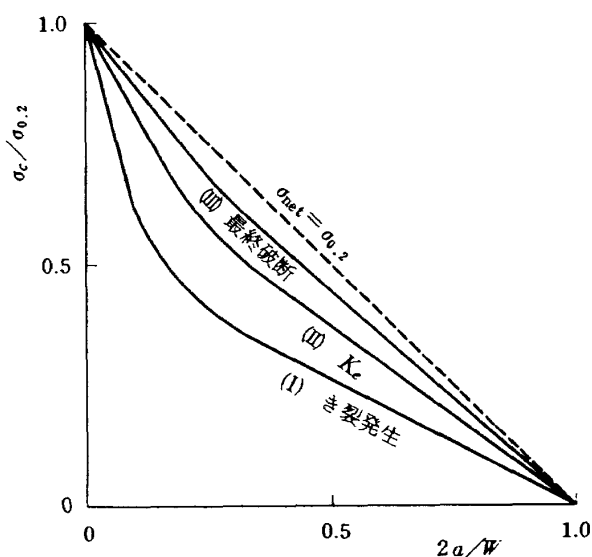


図17 破壊の定義と残留強度線図の定性的な傾向 (図16参照)

Kにおける301-Hステンレス鋼を除いては図16-(ii)の状態に近いものと思われる。

表7は、試験を行なった材料の残留強度曲線を求めるために(6), (7)式を用いて試験片形状が満たすべき諸条件を検討した結果である。

本実験から得られた破壊じん性 K_{IIc} は文献(11)に示されているいくつかの同一合金材の値と比較しても、試験片板厚が異なることなどの理由によって幾分低いため、必要最小板幅 B_{min} についても文献の値より十分低い値で有効な残留強度曲線が得られている。なお、試験に供した

表7 残留強度曲線を求めるための各材料母材の寸法形状の評価

材 料	温度 (K)	材料 の 方向	判 定 項 目					判 定*	備 考
			(1) $\sigma_{\text{net}}/\sigma_{0.2}$	(2) W/W_{\min}	(3) $(W/1.5W_{\min})$	(4) a/a_{\min}	(5) $2a/W$		
2219-T87	RT	L	0.96	1.01	0.67	0.91	0.30	(3),(4) invalid	* 有効性判定の基準 $\sigma_{\text{net}}/\sigma_{0.2} < 1.0$ $W/W_{\min} > 1.0$ $W/1.5W_{\min} > 1.0$ $a/a_{\min} > 1.0$ $2a/W > 0.33$ $W_{\min} = \frac{27}{2\pi} (K/\sigma_{0.2})^2$ $a_{\min} = 1.43 (K/\sigma_{0.2})^2$ ** $\sigma_{0.2}$ は77Kにおける301-HのL方向材の値を代用
		T	0.91	1.08	0.72	0.97	0.30	#	
	77	L	0.93	1.04	0.69	0.94	0.30	(3),(4) invalid	
		T	0.85	1.25	0.83	1.13	0.30	(3) invalid	
	4	L	0.86	1.22	0.81	1.10	0.30	(3) #	
		T	0.82	1.32	0.88	1.19	0.30	(3) #	
ZK141-T6	RT	L	1.02	0.86	0.58	0.78	0.30	(1), (2), (3), (4)	
		T	1.01	0.88	0.58	0.79	0.30	invalid	
	77	L	0.91	1.09	0.73	0.98	0.30	(3),(4) invalid	
		T	0.89	1.14	0.76	1.03	0.30	(3) #	
	4	L	0.87	1.17	0.78	1.03	0.29	(3) #	
		T	0.80	1.32	0.88	1.16	0.29	(3) #	
2014-T651	RT	T	0.48	5.74	3.83	2.59	0.15	valid	
	77	T	0.44	7.32	4.88	3.30	0.15	#	
	4	T	0.36	6.77	4.51	6.10	0.30	#	
301-H	RT	L	0.97	0.95	0.64	0.86	0.30	(1), (2), (3), (4)	
		T	1.04	0.81	0.55	0.74	0.30	invalid	
	77	L	0.90	1.17	0.74	1.01	0.30	(3) invalid	
		T	0.76**	1.61	1.07	1.45	0.30	valid	
	4	L	0.77	1.51	1.01	1.36	0.30	#	
		T	0.46	4.22	2.81	3.83	0.30	#	

材料では表7の判定項目(3)の板幅比 $W/(1.5W_{\min}) > 1$ を満足していない試験片がかなりあるが、基本的には判定項目(2)を満たしていればよいので判定項目(3)には特別な注意を払わないで資料の整理を行なった。

また、残留強度線図を求める際に Feddersen が提案している無限板内のき裂の K 値に対応した(4)式の関係を用いる代りに有限板幅の補正を精度よく表わしている近似式(1)を用いて図15(i)の結果を再整理すると図15(ii)のようになり、主として表7の判定項目(5)の有効な弾性不安定領域を求めるためのき裂長さの範囲が大幅に改善できることがわかる。すなわち(4)式の代りに(1)式を用いると計算は幾分複雑になるが、図15(ii)の縦軸からの接線の接点の縦座標は $\sigma/\sigma_{0.2} \approx 2/3$ 、横軸からの接線の接点の横座標は $a/W \approx 0.45$ となることが容易に示され、残留強度線図を求めるための有効なき裂長さの最大値が $a_{\max} = 1/3 W (=0.33W)$ から $0.45W$ 程度にまで改善されている。

このことから、図15(ii)においてき裂が短い領域および極端に長い領域($a > 0.45W$)において(1)式の関係から隔って接線上に分布する実測値はいずれも塑性不安定のみ

による効果を表わしているものであると行うことができる。

図18(i)~(iv)に(1)式の関係を用いて整理した各材料母材の残留強度曲線を示す。

図18(i)は2219-T87の場合であるが、4Kの破壊じん性試験におけるき裂の発生点に対応する曲線を一点鎖線で示し記号(I)を付した(なお、き裂の発生点の定義は文献8)の方法によった)。他のすべての結果は工学的破壊じん性 K_{IC} を評価して求めた結果である(図中(II)と記した)。 K_{IC} を用いた結果はき裂発生に対する構造物の抵抗を考えると場合には危険側の評価を与えるが、最終不安定破壊(図16(III)参照)に対しては安全側の評価を与えるものとなっている。

図18(i)において $2a/W < 0.1$ の実験値は表面切欠き材の結果を、表面切欠きを長軸、短軸がそれぞれ $2a$ および $2b$ の半楕円形状とみなし次式のような換算によって等価な貫通切欠きに置きかえて示したものである。

$$a_{\text{eq}} = \frac{1}{t} \frac{\pi a b}{2} \quad (8)$$

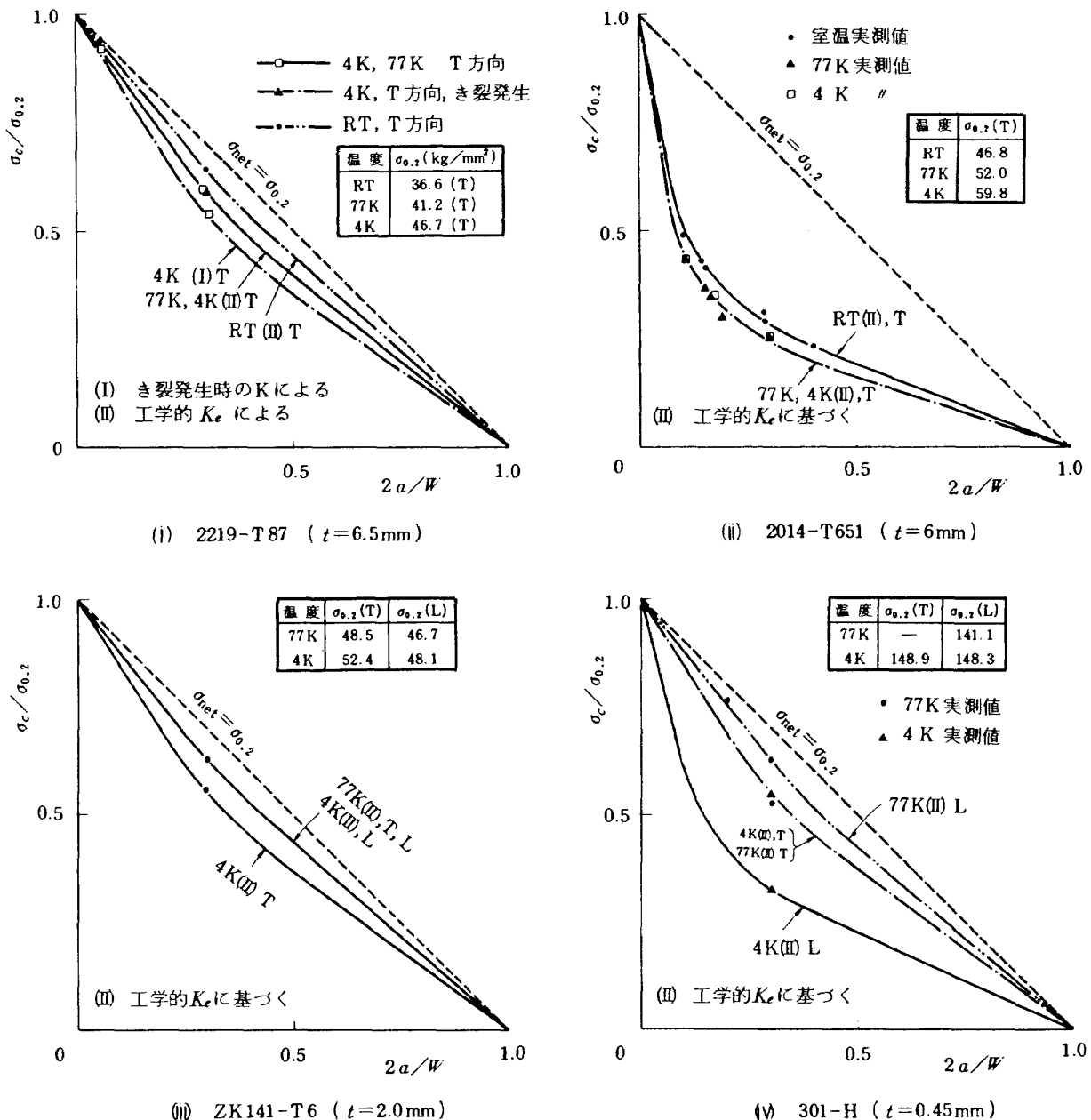


図18 各金属母材のき裂材の残留強度線図

欠陥が小さいためにこの領域では塑性不安定によって破壊が支配されているが、このような場合も残留強度曲線によって統一的な説明をすることができる。

図18(i), (iii), (iv)から、このようにして求めた残留強度曲線は種々のき裂長さの板材の強度を比較的精度よく予測していることがわかる。

なお、表7に示した材料の寸法形状の評価において判定項目(1), (2), (4)が有効でなかったものは図18(i)~(iv)には図示しなかった。また、溶接継手部材の強度については溶着金属および熱影響部などの材質が異なる(あるいは劣化した)部分の降伏応力を別個に測定しなかったため図には示されていないが、溶接継手部の降伏応力は一

般に母材の耐力に比べてかなり低い³⁾ので、ほとんどの場合 $\sigma_{\text{net}} \geq \sigma_{0.2, w}$ ($\sigma_{0.2, w}$: 溶接継手部の0.2%耐力)の塑性不安定の条件下で破壊が生じているものと思われる。

4.3 2219-T87の低サイクル疲労き裂の進展

ロケットタンクのような繰返し使用されることのない構造物では静的な荷重に対する欠陥を含む材料の強度を表わす破壊じん性値が材料選択および設計の立場からは最も重要なパラメータであることに変わりはないが、このような構造物においてもそれが実用に供される前に耐圧テストなどを含めた何回かの高荷重の繰返しを受けるこ

となる。このような高荷重の少数回の繰返しによってあらかじめ存在していた構造物中の欠陥が成長し始めたとしても、それらが実用段階において致命的な破壊を引き起さないことを保証するためには、破壊じん性とともに高応力下の構造部材の疲労挙動およびき裂の成長過程についても十分な知識を持つことが必要となってくる。

上に述べた目的を達成するために図2-(ii)に示したような2219-T87の中央切欠きをもつ試験片を用いて低サイクル疲労試験を行なった。切欠きを含む平行部の板厚は、クライオスタットの疲労荷重に対する制約のために4mmに減厚されている。

切欠きの中央部に図4に示したような円形のクリップゲージを挿入して荷重繰返しに伴うき裂開口量(COD)の変化を測定しき裂長さの解析に供した。

図19は、予め4Kにおける破壊じん性試験で得られたT方向材の正味断面破壊応力(38.5 kgf/mm²)の90%の値(σ_{net} で34.7 kgf/mm²、公称応力で30.4 kgf/mm²)を最大応力とした完全片振りの低サイクル疲労試験におけるクリップゲージのひずみ出力を測定した一例である。荷重繰返し数の増加に伴って同一荷重レベルに対するひずみ出力が増加しているのはき裂が成長していることを示すものである。

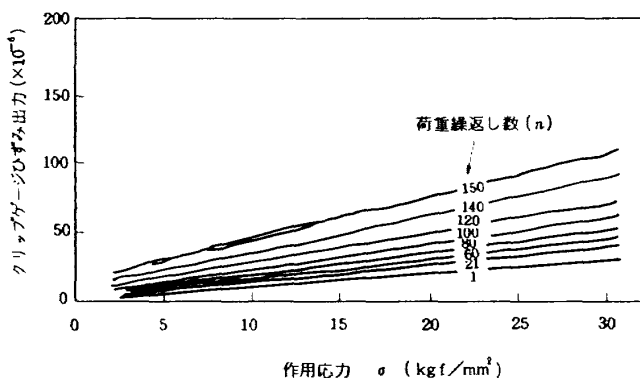


図19 荷重繰返しに伴う応力とクリップゲージひずみ出力の関係

図19のような実測結果からき裂の成長を定量的に求めるためには、極低温環境においてき裂長さを直接測定できないため、き裂開口量から裂長さを算出するためのき裂の解析的なモデルを用いることが必要となってくる。ここで考慮したき裂モデルについては次節で詳述する。

4.3.1 き裂長さの解析

CODとき裂長さの対応を得るために考慮されたき裂モデルは以下に示す三つのものである。なお、ここでは、

き裂長さが板幅に比較して小さいこと($2a/W < 0.3$)および解析の簡便さのためにすべて無限板内のき裂問題として取扱った。

i) 弾性き裂

き裂を含む材料が完全な弾性体であると仮定すれば、遠方で一様応力 σ を受ける無限板内の単一き裂のき裂縁に沿った任意点 x の開口変位量は次式で表わされる¹⁴⁾(図20参照)。

$$v_E(x) = \frac{(\kappa + 1)}{2G} \sigma \sqrt{a^2 - x^2} \quad (9)$$

ii) 弾完全塑性き裂(Dugdale 型き裂)

一般に、き裂を含む金属材料では荷重が作用するとき裂先端部分が降伏し鈍化する。図21に示したDugdale型

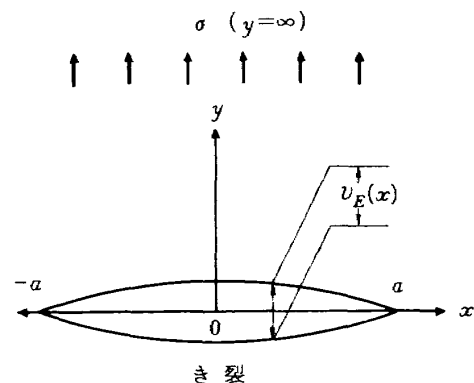


図20 無限板中の弾性き裂とき裂開口変位 $v_E(x)$ の定義

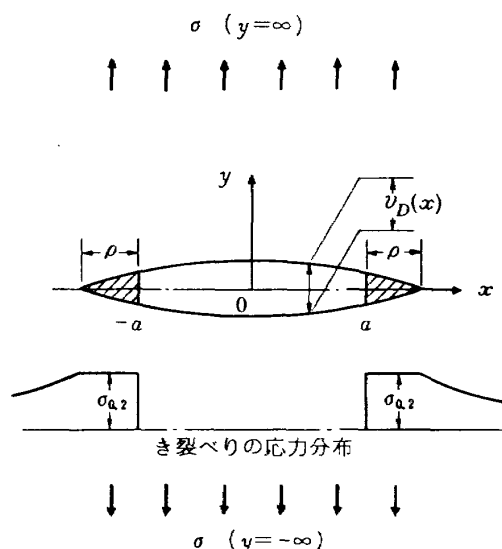


図21 弾完全塑性き裂(Dugdale モデル)

き裂はこのことを考慮してき裂前方に生じた塑性域の応力が弾完全塑性的に分布する場合のき裂の解析的モデルである。

これによればき裂縁に沿った任意点 x の荷重方向変位は次式で表わされる。¹⁵⁾

$$V_D(x) = \frac{(\kappa+1)\sigma_{0.2}}{2\pi G} \left\{ 2x \ln(a+\rho) - (x+a) \ln \left| \frac{ax + (a+\rho)^2 - \sqrt{(a+\rho)^2 - x^2} \sqrt{\rho(\rho+2a)}}{x+a} \right| - (x-a) \ln \left| \frac{ax - (a+\rho)^2 - \sqrt{(a+\rho)^2 - x^2} \sqrt{\rho(\rho+2a)}}{x-a} \right| \right\} \quad (10)$$

ただし、(10) 式に含まれる塑性域寸法 ρ は次式の釣合いを満たすように決められる。

$$\frac{a+\rho}{a} = \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_{0.2}} \right) \quad (11)$$

iii) 加工硬化特性を考慮したき裂

2219-T87 材の応力・ひずみ挙動は図 5(i)あるいは表 4 からわかるように、4K においても引張り強さ σ_B は耐力（降伏応力）に比べて大きく加工硬化挙動が著しいことがわかる。このモデルはき裂先端の塑性域内の応力分布を勾配が一定の線形なものと仮定し、(ii)で示した Dugdale モデルを改良し加工硬化性を加味して解析的に解いたものである。き裂先端の応力分布は平滑材の場合とは若干異なることも予想されるが、(i)、(ii)のき裂モデル

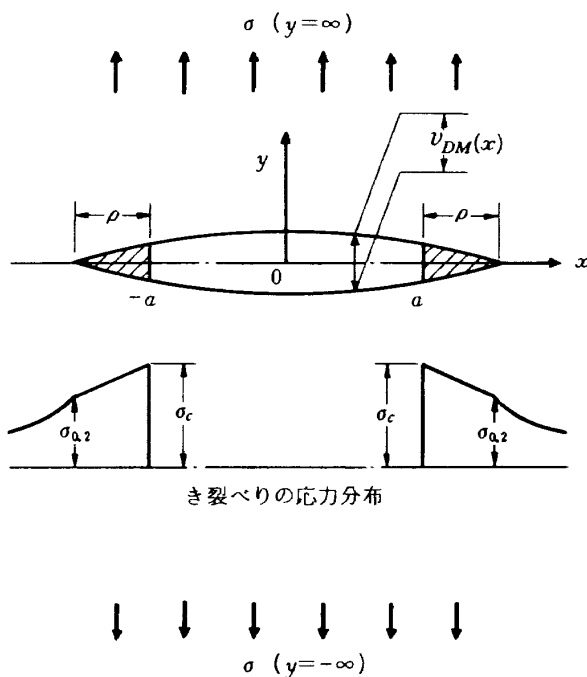


図22 加工硬化特性を考慮したき裂モデル

ルよりは改善されたものと言える。このモデルによるき裂縁の任意点 x の荷重方向変位は次式のように表わされる。¹⁴⁾ (図 22 参照)。

$$V_{DM}(x) = -\frac{A(\kappa+1)}{\pi G} \left\{ \sqrt{(a+\rho)^2 - x^2} \cos^{-1} \left(\frac{a}{a+\rho} \right) - x \ln(a+\rho) + \frac{x+a}{2} \ln \left| \frac{ax + (a+\rho)^2 - \sqrt{(a+\rho)^2 - x^2} \sqrt{\rho(\rho+2a)}}{x+a} \right| + \frac{x-a}{2} \ln \left| \frac{ax - (a+\rho)^2 - \sqrt{(a+\rho)^2 - x^2} \sqrt{\rho(\rho+2a)}}{x-a} \right| \right\} + \frac{B(\kappa+1)}{\pi G} \left\{ \frac{\sqrt{\rho(\rho+2a)} \sqrt{(a+\rho)^2 - x^2}}{2} - \frac{(x^2 - a^2)}{4} \ln \left| \frac{(x-a)(ax + (a+\rho)^2)}{(x+a)(ax - (a+\rho)^2)} \right| - \frac{\sqrt{\rho(\rho+2a)} \sqrt{(a+\rho)^2 - x^2}}{\sqrt{\rho(\rho+2a)} \sqrt{(a+\rho)^2 - x^2}} \right\} + \frac{(\kappa+1)}{2G} \sigma \sqrt{(a+\rho)^2 - x^2} \quad (12)$$

ただし、 $A = \sigma_c(a+\rho) - \sigma_{0.2} \cdot a$, $B = \sigma_c - \sigma_{0.2}$

ここで σ_c : き裂先端の応力

またこのモデルの塑性域寸法 ρ は次式を満たすように定められる。

$$\frac{\pi \rho \sigma}{2} = A \cos^{-1} \left(\frac{\rho}{a+\rho} \right) - B \sqrt{\rho(\rho+2a)} \quad (13)$$

図 23 に各き裂モデルによる COD の計算例を示す。同図におけるき裂モデル(ii)の計算に際してき裂先端応力の σ_c の値としては 4K における平滑材の引張り強さ（表 4 参照）を採用した。

また、き裂開口変位の計算に際しては(9)、(10)および(12)式からわかるように剛性率 G が結果に大きな影響を及ぼすが、ここではポアソン比(ν)は 0.3、縦弾性係数 E

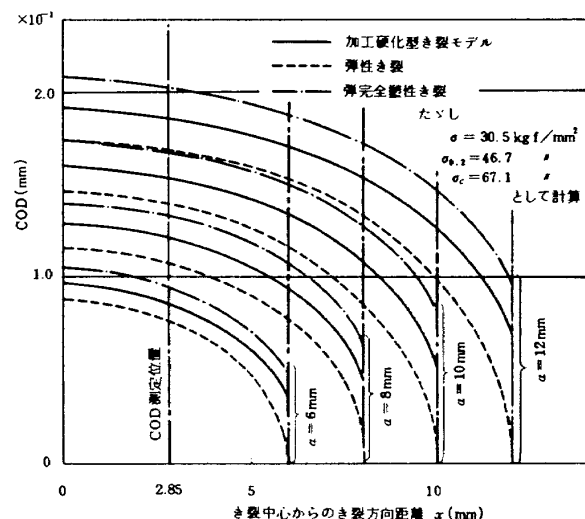


図23 種々のき裂モデルに対するき裂開口変位の計算例

は4Kにおける平滑材の試験から得られた値 8600 kgf/mm^2 を採用し平面応力状態を仮定して解析を行なったものである。

図23には円形クリップゲージを挿入した場合のき裂開口変位測定位置を示してあるが、この測定位置 $x=2.85 \text{ mm}$ はクリップゲージ検出部の幅を考慮して図24のように仮定して得られた値である。

図23から、同じき裂長さに対しては、弾性き裂のCODが最も小さく次いで加工硬化型き裂、弾完全塑性き裂の順となっていることがわかる。

図25は、作用応力 σ が 30.5 kgf/mm^2 ($\approx 300 \text{ MN/m}^2$) の場合にき裂中心から 2.85 mm 離れた点で COD を測定した場合のき裂長さ a と COD の関係を各き裂モデルについて示した結果である。

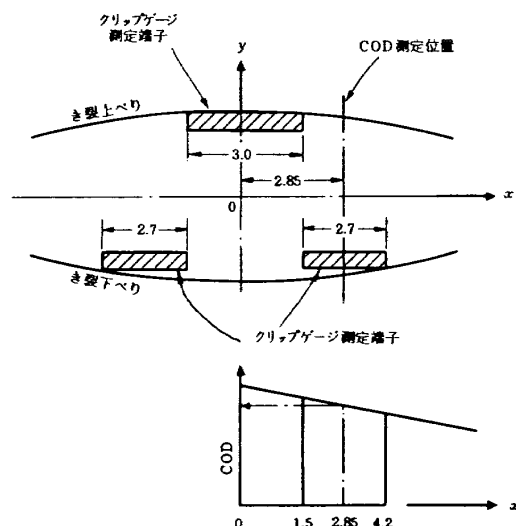


図24 COD測定位置の決め方の概要

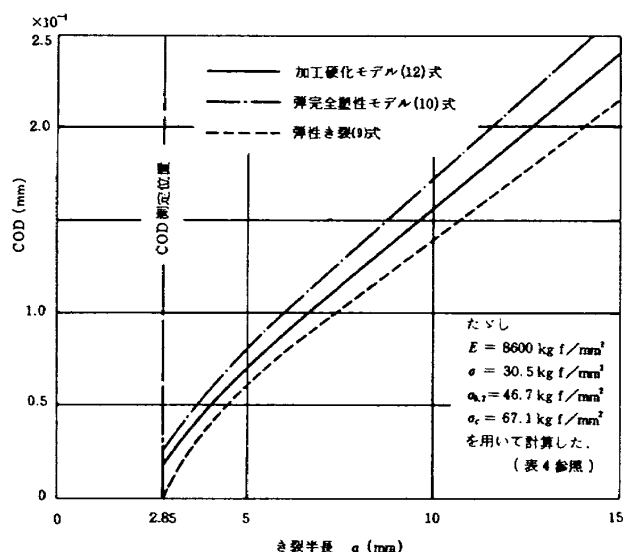


図25 き裂中心から 2.85 mm 離れた位置での COD とき裂長さの関係

4.3.2 き裂進展挙動の解析

図25と図19の COD 実測結果を対応させてき裂の進展量が得られることになるが、図19で得られた COD の実測値では荷重をゼロ近傍に除荷してもき裂先端の塑性変形のために繰返し数が増加すると COD はゼロには収束せず一定の割合で増加している。一方、先に示した三つのき裂モデルについてここではこのような荷重繰返しによる塑性ひずみの累積挙動などを考えず COD の弾性変化量のみを取扱うことにするので、図19に示した各サイクルごとの荷重軸ゼロにおける COD のオフセット量を差引いて再整理を行なうと図26のようになり、これに図25を対応させてき裂長さを求め、荷重繰返し数 n を横軸に取って示せば図27のようになる。図の結果は主として、最も精度よくき裂長さを予測できると考えられる加工硬化型き裂モデルの計算結果を対応させて示したものであ

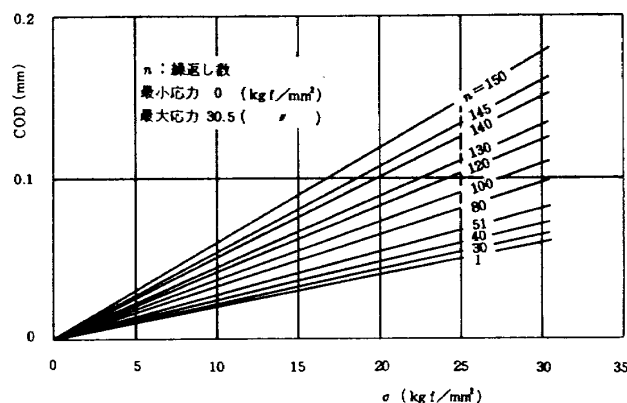


図26 4Kにおける応力繰返しに伴う COD の弾性成分の変化

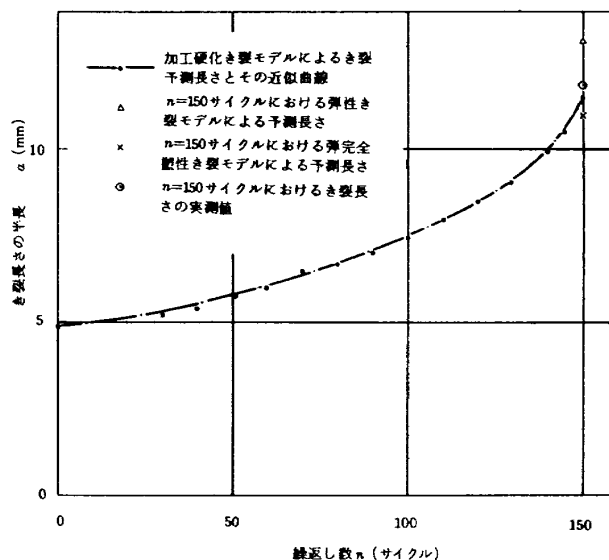


図27 4Kにおける 2219-T87 母材の低サイクル疲労き裂進展

る。 $n = 150$ サイクルの位置においてのみ前節の(i)および(ii)のき裂モデルを用いた計算結果も合せて示してある。さらに図中 $n = 150$ サイクルにおいて○印で示したき裂長さの実測値はCODの実測から、試験片が破断寸前であると予測された時点で疲労試験を中断して試験片をクライオスタットから取り出しき裂長さを実測した値であるが、予想された通り加工硬化型き裂モデルの計算に基づく予測値とよい対応が得られていることがわかる。

写真 1 は 150 回の荷重繰返しの際のき裂長さを実測した試験片を示したものである。

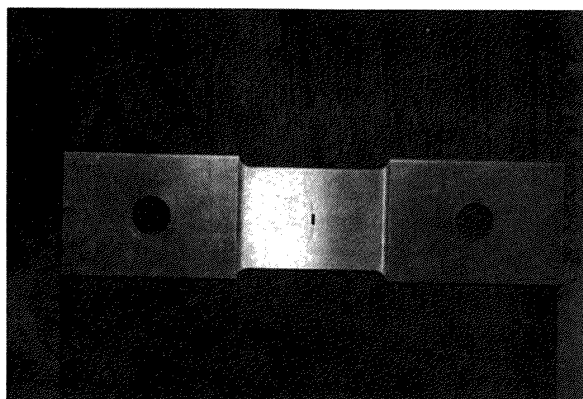


写真 1 2219-T87 母材の疲労き裂進展試験片
(試験温度 4 K)

COD との対応から得られた図 27 に示したき裂長さの計算点を滑らかな曲線で近似し、その曲線の微分係数を求めることによって任意のき裂長さ a におけるき裂進展速度(da/dn)が得られ、一方、(da/dn)を求めた点のき裂長さ a と負荷応力の値から(1)式のような関係に基づいて ΔK (全振幅応力拡大係数)が計算できる。
(da/dn)と ΔK の関係を両対数表示によって示せば図 28 のようになる。

き裂進展速度はほぼ次式で表わすことができる。

$$\frac{da}{dn} = 4.8 \times 10^{-13} \Delta K^{5.1} \quad (14)$$

一般に、低応力疲労においてき裂が安定に成長する領域でのき裂進展速度はほぼ ΔK^4 に比例することがよく知られているが、(14)式から 2219-T87 アルミニウム合金では ΔK が破壊じん性に近いような高応力の繰返しの場合も低応力の場合とほぼ同様なき裂進展挙動が得られることが明らかになった。

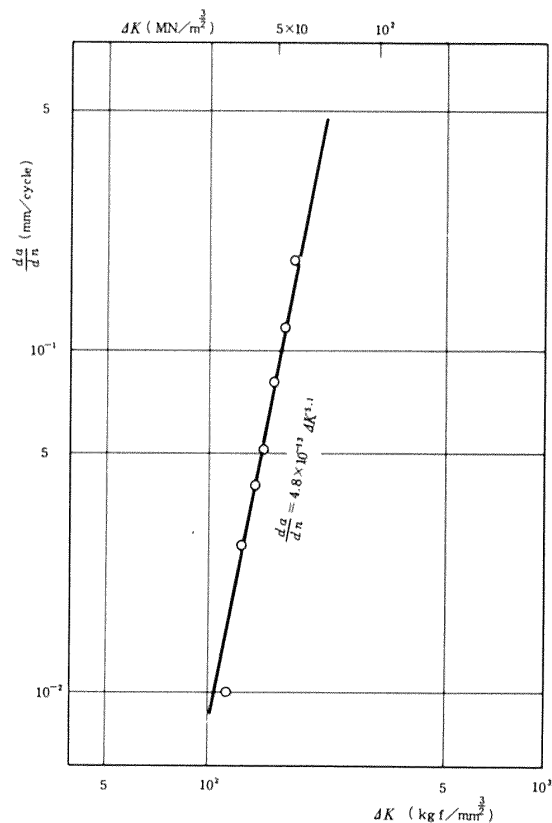


図 28 2219-T87 母材の 4 K におけるき裂進展速度

5. ま と め

液酸・液水ロケットタンク構造用金属である 3 種類のアルミニウム合金 (2219-T87, 2014-T651 および ZK141-T6) および 301-H ステンレス鋼の母材および溶接継手部材について室温, 77 K, 4 K における標準引張り試験および破壊じん性試験を行なった。また上記材料のうち 2219-T87 アルミニウム合金母材について 4 K における低サイクル疲労試験を行なった。これらの結果を整理し、破壊力学の立場から考察を行ない、ロケットタンク構造材料としての適性を検討した結果の主なものは次のとおりである。

1) 平滑材の引張り強度特性について:

- 試験した 4 種類の合金ともすべて温度の低下とともにその引張り強さおよび 0.2 % 耐力は上昇する。
- 3 種類のアルミニウム合金のうち 2014-T651 の伸び率は他の二者に比べて若干低い。
- 4 種類の合金の平滑材の強度を比強度 (強度/比重) で比較すればこれらはいずれもほぼ等価な材料と見なすことができる。
- 溶接継手の効率は電子ビーム溶接を施したものが TIG 溶接の場合よりも若干高い値を示す。

2) 切欠き材の破壊じん性について:

- 2219-T87 および ZK141-T6 では温度の低下とともに破壊じん性は若干上昇している。
- 2014-T651 の破壊じん性は温度に関して一定の傾向を示さずまた他の二者のアルミニウム合金に比べてかなり低い値を示している。
- 301-H ステンレス鋼の破壊じん性は板の切出し方向の影響を著しく受け、また 4K における値が著しく低いものがあった。
- 3 種類のアルミニウム合金の破壊じん性とその他の機械的特性値の比較から、伸び(ϵ)の高い材料はじん性も高く、0.2%耐力の高い材料はじん性が低下している傾向が認められた。
- 溶接部の余盛りは見かけ上破壊じん性を高めている。
- 破壊じん性試験片において切欠き先端半径が 0.05 mm 程度以下であれば疲労き裂などの自然欠陥と見なしてよい。
- 301-H ステンレス鋼の破壊じん性試験においては使用した試験片が小さいために、じん性に及ぼす溶接残留応力の効果を十分に識別することができなかった。
- 表面き裂あるいは種々の長さの貫通き裂をもつ比較的延性な材料の破壊強度を評価する際には、破壊じん性(K_{IC})によって整理するよりもむしろ残留強度線図を求めて整理すると、統一的に理解することができ設計にも便利であることがわかった。

以上の検討結果から試験を行なった範囲内では 2219-T87 および ZK141-T6 がロケットタンク構造材として比強度・比破壊じん性およびそれらの温度特性が優れており、またこれらを用いた溶接構造物としては余盛りを残して使用することが強度上有利であることがわかった。

3) 2219-T87 の低サイクル疲労特性について：

- き裂進展挙動が直接観察できないような 4K の極低温クライオスタット中の試験においても、クリップゲージを用いてき裂の開口変位(COD)の挙動を測定することによって間接的に精度よく求めることができた。
- その際、COD からき裂長さを換算するためのき裂の解析的モデルとしては Dugdale モデルを改良した加工硬化型き裂モデルが適当であった。
- 2219-T87 の高応力低サイクル疲労荷重による疲労き裂進展挙動は次式のように表わされ、 ΔK の依存性に関して高サイクル(低応力)の場合とはほぼ同様な関係で示されることがわかった。

$$\frac{da}{dn} = 4.8 \times 10^{-13} \Delta K^{5.1}$$

参考文献

- 1) 角田義秋, 寺田博之, 中井暎一, 塙武敏：“2014-T651 アルミニウム合金と SUS 301-H ステンレス鋼の室温および 77°K における破壊じん性” 航技研報告 TR-535 (1978・5)。
- 2) 寺田博之, 角田義秋, 中井暎一：“アルミニウム合金 ZK141 と 2219-T87 の室温および 77°K における破壊じん性” 航技研資料 TM-372 (1978・11)。
- 3) 浜口泰正, 飯田宗四郎, 中井暎一, 寺田博之, 角田義秋, 塙武敏：“液体ロケット燃料タンク構造用材料の極低温(4K)における強度特性” 航技研資料 TM-380 (1979・3)。
- 4) Terada, H., Nakai, E. and Kakuta, Y.: “A Study on Fracture Toughness of Sheet Metals for Cryogenic Liquid Propellant Tank”, Trans. Japan Soc. Aeronautical and Space Sci., vol. 21, No. 54 (1979・2) pp. 182-193.
- 5) 浜口泰正：“液体ヘリウム温度における伸び測定用クリップゲージ”, 非破壊検査, 第 27 巻 8 号 (1978・8)。
- 6) Paris, P.C and Sih, G.C.: “Stress Analysis of Cracks” ASTM STP-381 (1965) pp. 38-40.
- 7) 寺田博之, 飯田宗四郎, 角田義秋, 浜口泰正, 高松英男, 川島矩郎, 森野美樹, 松原彰士, 長崎守高：“LOX/LH₂ ロケットタンク構造用金属の極低温における強度特性の研究” NAL-NASDA 共同研究成果報告書 (1980)。
- 8) ASTM Standard E 399-74 (1974)。
- 9) 金沢武, 大場浩, 須清修造：“溶接残留応力が脆性破壊伝播に及ぼす影響について(第二報)” 造船協会論文集 第 110 号 (1961・12) pp. 359-368.
- 10) 寺田博之, 角田義秋：“2014-T651 板材の低温における破壊じん性試験”, 第 5 回宇宙航空材料シンポジウム前刷集 (1975・2) pp. 20-23.
- 11) Feddersen, C.E.: “Evaluation and Prediction of the Residual Strength of Center Cracked Tension Panels” ASTM STP 486 (1971), pp. 50-78.
- 12) Eichenberger, T.W.: “Fracture Resistance Data Summary” Report No. D2-20947, Boeing Airplane Co. (1962)。
- 13) 田中栄, 秋田敏, 高松徹：“7075-T6 Al 合金薄板中央き裂材における引張り破壊挙動について”, 日本材料強度学会誌 vol. 12, No. 4 (1978・1) pp. 143-155.

- 14) 寺田博之：“き裂先端塑性域に線形な応力分布のある弾塑性モデルの解析”航技研報告TR-293 (1972・8)。
- 15) Goodier, J.N. and Field, F.A.：“Plastic Energy Dissipation in Crack Propagation” Fracture of Solids (1963) pp.103-118, John Wiley & Sons, Inc., New York.

航空宇宙技術研究所報告619号

昭和55年7月発行

発行所 航空宇宙技術研究所
東京都調布市深大寺町1880
電話武蔵野三鷹(0422)47-5911(大代表) ㊦182
印刷所 株式会社 共 進
東京都杉並区久我山5-6-17
